



HAL
open science

Composites fibres / matrice minérale : du matériau a la structure

Geoffrey Promis

► **To cite this version:**

Geoffrey Promis. Composites fibres / matrice minérale : du matériau a la structure. Autre. Université Claude Bernard - Lyon I, 2010. Français. NNT : 2010LYO10028 . tel-00646976

HAL Id: tel-00646976

<https://theses.hal.science/tel-00646976v1>

Submitted on 25 Nov 2014

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

N° d'ordre : 28-2010

Année 2010

THESE DE L'UNIVERSITE DE LYON

Délivrée par

L'UNIVERSITE CLAUDE BERNARD LYON 1

ECOLE DOCTORALE MEGA

DIPLOME DE DOCTORAT

(arrêté du 7 août 2006)

soutenue publiquement le 05 février 2010

par

Geoffrey PROMIS

COMPOSITES FIBRES/MATRICE MINERALE :
DU MATERIAU A LA STRUCTURE

Directeur de thèse : Patrice HAMELIN, Professeur des Universités

Co-directeur de thèse : Aron GABOR, Maitre de Conférences

JURY :	M. Jan WASTIELS	Rapporteur
	M. David BIGAUD	Rapporteur
	M. Amen AGBOSSOU	Examineur
	M. Alain VAUTRIN	Examineur
	M. Jean AMBROISE	Examineur
	M. Alain CAVET	Examineur
	M. Patrice HAMELIN	Directeur de Thèse
	M. Aron GABOR	Co-directeur de Thèse

UNIVERSITE CLAUDE BERNARD - LYON 1

Président de l'Université

Vice-président du Conseil Scientifique
Vice-président du Conseil d'Administration
Vice-président du Conseil des Etudes et de la vie
Universitaire
Secrétariat Général

M. le Professeur L. Collet
M. le Professeur J.F. Mornex
M. le Professeur G. Annat

M. le Professeur D. Simon
M. G. Gay

UFR SANTE

Composantes

UFR de Médecine Lyon R.H. Laënnec
UFR de Médecine Lyon Grange-Blanche
UFR de Médecine Lyon-Nord
UFR de Médecine Lyon-Sud
UFR d'Odontologie
Institut des Sciences Pharmaceutiques et Biologiques
Institut Techniques de Réadaptation
Département de Formation et Centre de Recherche en
Biologie Humaine

Directeur : M. le professeur P. Cochat
Directeur : M. le professeur X. Martin
Directeur : M. le professeur J. Etienne
Directeur : M. le professeur F.N. Gilly
Directeur : M. le professeur D. Bourgeois
Directeur : M. le professeur F. Lochet
Directeur : M. le professeur Y. Matillon

Directeur : M. le professeur P. Farge

UFR SCIENCES ET TECHNOLOGIE

Composantes

UFR de Physique
UFR de Biologie
UFR de Mécanique
UFR de Génie Electrique et des Procédés
UFR Sciences de la Terre
UFR de Mathématique
UFR d'Informatique
UFR de Chimie Biochimie
UFR Sciences et Technologie des Activités Physiques et
Sportives
Observatoire de Lyon
Institut des Sciences et des Technologies de l'Ingénieur
de Lyon
Institut Universitaire de Technologie A
Institut Universitaire de Technologie B
Institut de Sciences Financière et d'Assurance

Directeur : Mme. la professeure S. Fleck
Directeur : M. le professeur H. Pinon
Directeur : M. le professeur H. Ben Hadid
Directeur : M. le professeur G. Clerc
Directeur : M. le professeur P. Hantzpergue
Directeur : M. le professeur A. Goldman
Directeur : M. le professeur S. Akkouche
Directeur : Mme. la professeure H. Parrot

Directeur : M.C. Collignon
Directeur : M. le professeur R. Bacon

Directeur : M. le professeur J. Lieto
Directeur : M. le professeur M.C. Coulet
Directeur : M. le professeur R. Lamartine
Directeur : M. le professeur J.C. Augros

RESUME

Ce travail de recherche est axé sur le développement de composites à liant phosphatique et fibres de renfort en verre E pour diverses applications structurales en Génie Civil. Dans une première partie, un bilan bibliographique nous permet d'identifier les principaux facteurs aux différentes échelles (nano, micro, méso et macro) ayant une influence sur le comportement global de composites à matrice minérale. Dans un second temps, les propriétés mécaniques et physico-chimiques des constituants sont présentées. Nous développons une méthodologie spécifique de caractérisation en traction, en compression et en cisaillement. Le développement de procédures expérimentales particulières en compression et en cisaillement permet l'identification des lois de comportement et l'évaluation des seuils d'endommagement et charges de rupture. La prévision des différents termes de rigidité élastique des systèmes composites est évaluée à partir d'expressions reprenant les principes de base de la micromécanique des composites. L'analyse du comportement à rupture est abordée au plan mésoscopique en considérant deux critères de résistance en plasticité, anisotropie (Tsai-Wu) et en contrainte normale, de cisaillement (Mohr-Coulomb).

La deuxième partie de la recherche est consacrée à l'étude d'éléments structuraux mettant en œuvre les formulations pultrudés de ces systèmes composites. L'expérimentation de poutres, présentant un rapport de la hauteur de la section à la portée de la poutre compris entre $1/15$ et $1/50$, met en évidence des modes de rupture spécifiques confirmant les faibles caractéristiques du matériau vis-à-vis de l'effort tranchant, du cisaillement interlaminaire et de la décohésion fibre/matrice. L'optimisation de la conception et du dimensionnement des poutres se poursuit en considérant des modifications d'ordre technologique : modification des sections par addition d'entretoises, confinement des sections par tressage circconférentiel, application d'un confinement par stratification directe. Pour chaque type de structures, nous cherchons à définir les limites de validité des méthodes de dimensionnement usuelles en examinant plus particulièrement la conformité des hypothèses de calcul (Navier-Bernoulli, Saint Venant), la cohérence des équations d'équilibre au regard de la cinématique dans chaque section. Dans un second temps, nous considérons des développements intégrant les non linéarités de comportement ou des modèles d'équilibre de type force adaptés à la redistribution interne des efforts tranchants. Les premières perspectives de recherche s'orientent vers des applications de type poutre précontrainte. Nous examinerons l'influence de la multiaxialité sur la modification de l'enveloppe de rupture calculée à partir de critères de résistance de type Chalos-Béteille.

Mots clés : Liant phosphatique, Renfort textile en fibre de verre, Essais de caractérisation, Poutre tressée, Poutre confinée

ABSTRACT

This PhD thesis focuses on the development of E-glass reinforced Inorganic Phosphate Cement (IPC) matrix composites for structural applications in Civil Engineering. First, a bibliographical review highlights the main parameters occurring at different scales (nano, micro, meso and macro) influencing the global behaviour of the composite. Mechanical and physico-chemical properties of the different components are presented, followed by a characterization methodology in tension, in compression and in shear. The development of specific experimental procedures in compression and in shear leads to the identification of the constitutive equations and to the assessment of the damage and failure thresholds. The prediction of the different terms of elastic stiffness is assessed using micromechanical expressions. The failure is analysed at the macroscopic scale considering two failure criteria: Tsai-Wu and Mohr-Coulomb.

The second part of the study is devoted to the analysis of loadbearing elements in glass reinforced mineral matrix. The realised beams show a height-to-span ratio between 1/15 and 1/50. The experimentation highlights specific failure modes confirming the weak shear performance of the composite in terms of shear force, interlaminar shear and fibre/matrix decohesion. Some technological modifications allow the optimisation of the design: the use of internal reinforcing struts, external confinement by fiber braiding and external wrapping. For each type of structure, we define the validity limits of the usual design methods examining the design hypotheses (Navier-Bernoulli, Saint Venant) and the equilibrium equations in function of the kinematics. In a second time, we consider the development of a force equilibrium model integrating a non-linear behaviour adapted to the internal redistribution of the shear forces. The futur research topics focus on the realisation of longitudinal prestress beams. We examine the influence of the multi-axiality of the load on the modification of the failure envelope defined by the Clalos-Beteille criterion.

Title: Textile reinforced mineral matrix composites: from material to the structure

Keywords: Composite IPC, Characterization testing, fiber braiding confinement beam, IPC composite wrapping beam

REMERCIEMENTS

Ce travail a été réalisé au Laboratoire de Génie Civil et d'Ingénierie Environnementale LGCIE - site Bohr sous la direction du Professeur Patrice Hamelin et de Monsieur Aron Gabor. A ce titre, je tiens à leur exprimer mes plus sincères remerciements pour leurs conseils et leur disponibilité tout au long de cette recherche. Cette étude s'inscrit dans le Programme de Recherche Européen Contex-T et plus particulièrement dans le domaine WP2/Task 2.1 : Développement d'éléments de structure textile hybride, porté par le professeur Hamelin.

Je remercie également tous les membres du jury, à savoir le Professeur Jan Wastiels de l'Université Libre de Bruxelles et le Professeur David Bigaud de l'Université d'Angers d'avoir accepté de rapporter mon travail de thèse, le Professeur Amen Agbossou de Polytech'Savoie de Chambéry, le Professeur Alain Vautrin de l'ENSM de Saint Etienne, Monsieur Jean Ambroise du LGCIE de Lyon et Monsieur Alain Cavet de la société Spiraltex de Meximieux d'avoir accepté de participer à mon jury de thèse.

Je souhaite également témoigner de ma reconnaissance à Emmanuel Ferrier pour ses conseils et le partage de ses expériences.

Merci à Amir Si Larbi pour son aide, son temps et son énergie. Ses conseils ont toujours été précieux et éclairés.

Je tiens à remercier chaleureusement Laurent Michel pour nos discussions toujours très enrichissantes et pour l'excellente atmosphère qui régnait dans notre bureau.

Je désire enfin adresser mes plus sincères remerciements à Samira Souidi, Gérard Lagarde et Emmanuel Janin pour leur aide tout au long de ce travail.

*A mes amis et ma famille,
A Marianne et Sylvain,
A Sarah,*

Table des matières

Liste des abréviations	vii
I Introduction à la recherche	1
1 Introduction	3
1.1 Les composites, "matériaux de créativité et de compétitivité" .	4
1.2 Orientation du développement industriel	5
1.3 Les composites dans le B-TP	6
1.3.1 Conception et réalisation d'ouvrages en matériaux composites	7
1.3.2 Réparation, maintenance et renforcement d'ouvrages existants	11
1.4 Les freins au développement des composites	14
1.5 Les composites fibres/ciment	16
1.5.1 Les composites amiante/ciment	16
1.5.2 Les composites fibres de verre/ciment	17
1.5.3 Les solutions alternatives	19
1.6 Objectifs de la recherche	21
2 Approche multi-échelles	23
2.1 Introduction	24
2.2 Approche nanoscopique	25
2.2.1 Définition et structure de la liaison nanoscopique . . .	25
2.2.2 Caractérisation de l'interface/interphase	28
2.3 Approche microscopique	30
2.3.1 Comportement mécanique de mono-filaments	31
2.3.2 Mécanismes de liaison à l'interface filament/matrice . .	32
2.3.3 Modèles mécaniques associés	34
2.3.4 Influence du procédé de transformation	38
2.4 Approche mésoscopique	39

2.4.1	Arrangement des fils	40
2.4.2	Influence de la géométrie des fils	41
2.4.3	Taux de renfort	42
2.4.4	Modèle Aveston – Cooper – Kelly (ACK)	43
2.4.5	Orientation des fils	45
2.4.6	Notion de longueur critique	47
2.4.7	Modèle stochastique	48
2.4.8	Modification de la loi de comportement en traction par renfort textile	51
2.5	Approche macroscopique	53
2.5.1	Exemples d'éléments structuraux utilisant les composites fibres/matrice minérale	54
2.5.2	Analyse des modélisations développées pour décrire le comportement de ces structures	58
2.6	Conclusion	60
II Caractérisation des matériaux		63
3	Formulation du composite	65
3.1	Introduction	66
3.2	La matrice minérale CPI	66
3.2.1	Formulation	66
3.2.2	Conditions de prise	68
3.2.3	Propriétés mécaniques	69
3.2.4	Résistance au feu	70
3.2.5	Durabilité	71
3.3	La fibre de renfort	73
3.3.1	Composition des fibres de verre	73
3.3.2	Propriétés mécaniques des fibres de verre	74
3.3.3	Les armures textiles utilisées	75
3.4	Technologies de transformation	79
3.4.1	Le moulage au contact	80
3.4.2	Procédés dérivés du principe de pultrusion	81
3.5	Conclusion	86
4	Méthodologie de caractérisation	89
4.1	Introduction	90
4.2	Essais de traction	93
4.2.1	Introduction	93
4.2.2	Procédure d'essai	93

4.2.3	Résultats et analyse	96
4.2.4	Etude de la fissuration	99
4.2.5	Mode de ruine	102
4.2.6	Discussion et conclusion	103
4.3	Essais de compression	104
4.3.1	Introduction	104
4.3.2	Procédure d'essai	105
4.3.3	Résultats et analyse	107
4.3.4	Caractérisation indirecte : essai de flexion	112
4.3.5	Discussion et conclusion	114
4.4	Essais de cisaillement	115
4.4.1	Introduction	115
4.4.2	Essais de cisaillement plan	117
4.4.3	Essais de cisaillement "Picture Frame"	122
4.4.4	Essais de cisaillement interlaminaire	128
4.4.5	Discussion et conclusion	131
4.5	Conclusion	133
5	Comportement mécanique	137
5.1	Introduction	138
5.2	Modélisation du comportement en traction	138
5.2.1	Détermination des modules élastiques	139
5.2.2	Contrainte et déformation du composite à la fissuration de la matrice	142
5.2.3	Contrainte et déformation du composite à la rupture .	144
5.2.4	Application des modèles ACK et stochastique	145
5.2.5	Confrontation des résultats expérimentaux et théoriques	147
5.3	Modélisation du comportement en compression	149
5.3.1	Détermination du module élastique	149
5.3.2	Contrainte et déformation du composite à la rupture .	150
5.3.3	Confrontation des résultats expérimentaux et théoriques	153
5.4	Modélisation du comportement en cisaillement	154
5.4.1	Détermination des modules élastiques	154
5.4.2	Contrainte et déformation du composite à la rupture .	156
5.4.3	Confrontation des résultats expérimentaux et théoriques	157
5.5	Discussion et conclusion	158
6	Critères de rupture	161
6.1	Introduction	162
6.2	Critères et matériaux composites	162
6.2.1	Théorie de la contrainte maximale	163

6.2.2	Critères interactifs ou énergétiques	163
6.2.3	Critères tensoriels	163
6.2.4	Critères phénoménologiques	164
6.3	Formulation d'un critère de résistance	165
6.3.1	Critère de résistance en mode II	165
6.3.2	Critère de résistance en mode I	166
6.4	Confrontation des résultats	167
6.4.1	Présentation des essais	167
6.4.2	Confrontation des résultats	170
6.4.3	Enveloppe de rupture	173
6.5	Conclusion	175
Synthèse partie II		177
III Comportements structuraux de composites à ma-		
trice minérale		179
7	Analyse des poutres non renforcées	181
7.1	Introduction	182
7.2	Procédés constructifs généraux	184
7.3	Description des poutres et de l'essai	187
7.3.1	Définition des géométries des sections	187
7.3.2	Dispositif expérimental	187
7.3.3	Instrumentation	189
7.4	Analyse des résultats expérimentaux	190
7.4.1	Relation charge/flèche	190
7.4.2	Comportement en rigidité	192
7.4.3	Comportement des sections, diagramme de Navier . . .	194
7.4.4	Relation moment/courbure	196
7.4.5	Mode de rupture	198
7.5	Principe de modélisation	200
7.5.1	Prise en compte des phénomènes non linéaires	201
7.5.2	Confrontation modèle/expérience	207
7.5.3	Approche de la rupture	208
7.5.4	Conditions limites aux ELS	209
7.6	Discussion et conclusion	210
8	Analyse de poutres renforcées	213
8.1	Introduction	214
8.2	Technologies de renforcement	214

8.2.1	Renforcement interne par entretoises	214
8.2.2	Confinement par stratification	215
8.2.3	Confinement par tressage	215
8.3	Définition des géométries des sections	217
8.4	Analyse des résultats expérimentaux	220
8.4.1	Relation charge/flèche	220
8.4.2	Comportement en rigidité	224
8.4.3	Comportement des sections, diagramme de Navier . . .	225
8.4.4	Relation moment/courbure	230
8.4.5	Modes de rupture	233
8.5	Principe de modélisation	236
8.5.1	Prise en compte du caractère multi-matériaux	236
8.5.2	Confrontation modèle/comportement en rigidité des poutres	238
8.5.3	Confrontation modèle/comportement à la rupture . . .	239
8.5.4	Conditions limites aux ELS	244
8.6	Conclusion	245
Synthèse partie III		247
IV Synthèse/Conclusion		249
Synthèse/conclusion		251
Annexes		257
A Le procédé Lamtextres		259
B Déformées à la rupture		263
C Détermination des propriétés de compression par un essai de flexion		267
References		271

Liste des abréviations

BTP	Bâtiment et Travaux Publics
GRC	Glass Reinforced Cement
AR	Alcali-Résistant
CSA	Ciment SulfoAluminate de Calcium
CPI	Ciment Phosphatique Inorganique
CPO	Ciment Portland Ordinaire
TRC	Textile Reinforced Cement
STEM	Scanning Transmission Electron Microscopy
SEM	Scanning Electron Microscopy
HRTEM	High - Resolution Transmission Microscopy
EDX	Energy Dispersive X-ray spectroscopy
ESCA	Electron Spectroscopy for Chemical Analysis
EELS	Electron Energie Loss Spectroscopy
SIMS	Secondary Ion Mass Spectroscopy
AES	Auger Electron Spectroscopy
TMA	Analyses ThermoMécaniques
RMN	Résonance Magnétique Nucléaire
BOP	Bend Over Point
UTS	Ultimate Tensile Strength
UD	UniDirectionnel
CBCP	Phosphate Céramique Lié Chimiquement
COV	Composé Organique Volatile
DNS	Double - Notch Shear
LVDT	Linear Variable Differential Transformer

Première partie

Introduction à la recherche

Chapitre 1

Introduction au composite fibres/matrice minérale

Sommaire

1.1	Les composites, "matériaux de créativité et de compétitivité"	4
1.2	Orientation du développement industriel	5
1.3	Les composites dans le B-TP	6
1.3.1	Conception et réalisation d'ouvrages en matériaux composites	7
1.3.2	Réparation, maintenance et renforcement d'ouvrages existants	11
1.4	Les freins au développement des composites . . .	14
1.5	Les composites fibres/ciment	16
1.5.1	Les composites amiante/ciment	16
1.5.2	Les composites fibres de verre/ciment	17
1.5.3	Les solutions alternatives	19
1.6	Objectifs de la recherche	21

1.1 Les composites, "matériaux de créativité et de compétitivité"

Les matériaux composites (à matrices métalliques, élastomères, polymères ou céramiques) offrent aux industriels et aux concepteurs la possibilité d'associer fonction, forme et matériaux au sein de réalisations et systèmes de plus en plus performants. Les principaux avantages de ces matériaux se situent essentiellement au niveau de leurs poids, performances mécaniques et plurifonctionnalité. De nouveaux procédés de conception, d'industrialisation et de fabrication permettent de répondre au mieux aux problèmes technico-économiques et satisfont les besoins parfois contradictoires (poids, fonctions, etc) auxquels les matériaux classiques répondent difficilement.

Les matériaux composites sont utilisés dans le monde entier dans différents secteurs industriels (figure 1.1)(Nodal, 2002). La production mondiale de composites représente 7 150 milliers de tonnes en 2002. Nous pouvons noter que le quart de la production était destiné à l'industrie automobile, 30% étant consacrés à la construction civile. En 2002, la consommation de la France s'élevait à 300 milliers de tonnes de matériaux composites, un tiers pour l'automobile et un cinquième pour la construction civile.

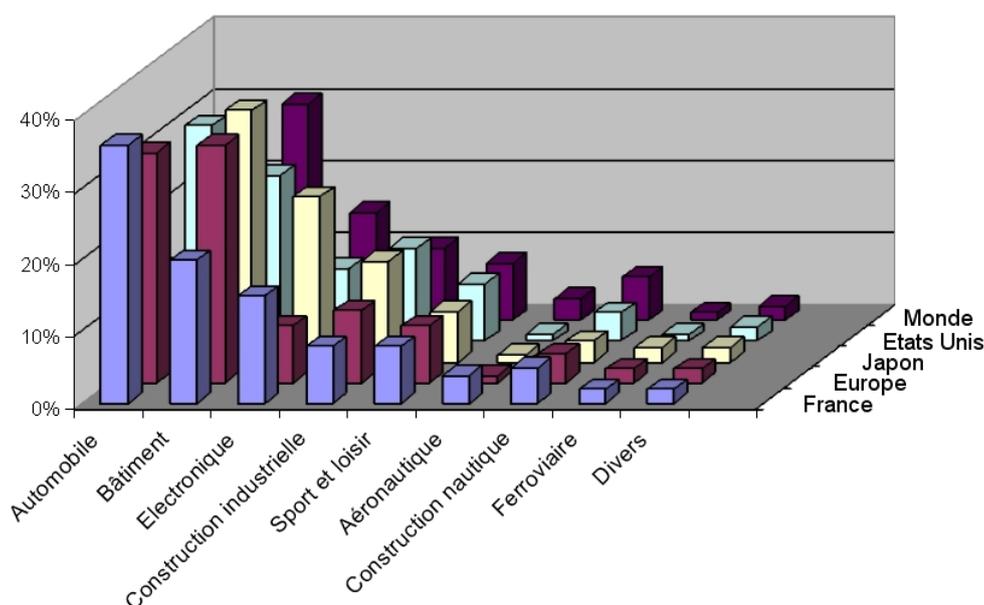


FIG. 1.1 – Marché global des composites en 2002 (Nodal, 2002)

Entre 2002 et 2007, le marché global des composites a augmenté de 5,6% par an. Sur la même période, on constate quatre tendances majeures : i) une augmentation rapide des volumes consommés en Asie ; ii) toujours plus d'applications dans les secteurs des éoliennes et aéronautique ; iii) le développement du procédé de fabrication par injection ; iv) une percée des thermoplastiques vis-à-vis des thermodurcissables, plus simples à recycler.

En 2007, le marché mondial des composites emploie environ 550 000 personnes à travers le monde, dont 20 000 en France réparties dans moins de 450 entreprises (Preveraud, 2009). A l'échelle mondiale, cela représente un volume d'affaires de 62 milliards d'euros répartis pour 40% en Amérique du Nord, 31% en Europe et le reste principalement en Asie. Dans les deux premières zones géographiques, c'est toujours l'industrie des transports qui est le plus gros consommateur de composites, viennent ensuite la construction et le bâtiment, puis l'électrotechnique au sens large. Le volume de matériaux utilisés dans chaque secteur d'activité n'est néanmoins pas représentatif du volume d'affaires. C'est notamment le cas de l'aéronautique, qui utilise exclusivement des composites à hautes performances, et représente 3% des volumes mondiaux pour 18% de la valeur globale.

Selon une récente étude, d'ici 2013 la croissance devrait être plus faible (3,9% par an) avec une distribution équivalente sur les différentes applications actuelles (Preveraud, 2009). Les composites dans le secteur du Bâtiment devraient représenter 2.7 millions de tonnes en 2013, soit 25% de la production mondiale. Les perspectives sont surtout importantes en Asie, où le bâtiment représente déjà à lui seul un tiers du marché des composites (James, 2009). En France, dans le domaine du B-TP, deux grandes familles de matériaux composites se développent. Les matériaux polymères renforcés de fibres trouvent de nouvelles applications industrielles, essentiellement dans la réparation ou le renforcement des bâtiments et ouvrages. Par ailleurs, les composites à matrice cimentaire représentent un marché moins avancé sur le plan commercial (Lucas, 2005), malgré la multitude d'avantages apportée par ces nouveaux matériaux. Le faible développement des solutions composites en France est lié à l'inertie du secteur, où l'introduction d'une technologie nouvelle prend nécessairement des années.

1.2 Orientation du développement industriel

Les premiers composites ont fait leur apparition au cours de la seconde guerre mondiale. En quelques années, une douzaine de procédés de transfor-

mation ont été mis en œuvre, soit deux fois plus que pour les métaux développés au cours des 150 à 200 dernières années. Compte tenu de cette expérience trop brève, les transformateurs rencontrent encore de nombreuses difficultés à de dimensionner leurs produits avec une totale prédictibilité. Afin de poursuivre l'effort de pérennisation des systèmes composites en France, le rapport Nodal Consultants (Nodal, 2002) propose d'appuyer le **développement et le perfectionnement des procédés de pultrusion**. La pultrusion autorise la fabrication de produits standards à une cadence de production importante. Actuellement, la pultrusion est encore peu développée en France, et faiblement représentée en Europe. En revanche, la pultrusion constitue environ 10% des composites transformés au Canada et aux Etats-Unis (poutres pultrudées, renforcement de structures existantes).

Deux autres axes de recommandations sont mis en avant afin de soutenir l'effort de développement des composites dans le secteur du bâtiment :

- ⇒ **Promouvoir l'utilisation des composites dans le bâtiment.** Les acteurs du bâtiment méconnaissent les propriétés spécifiques de ces matériaux ainsi que leurs applications dans leurs domaines de compétence. Une approche plus fonctionnelle des spécificités des composites permettrait de développer leur utilisation dans le bâtiment.
- ⇒ **Développer des outils de caractérisation.** L'absence de modélisation précise constitue un frein pour l'optimisation de la quantité de matière utile lors du dimensionnement de pièces composites. La normalisation incomplète des systèmes composites constitue un handicap par rapport aux matériaux traditionnels aux comportements bien connus.

1.3 Les composites dans le B-TP

Selon Hamelin (Hamelin, 2007) (Hamelin, 2009), le développement des matériaux composites dans le secteur du Génie Civil suit deux orientations principales :

- ⇒ La conception et la réalisation d'ouvrages ou de parties d'ouvrage en matériaux composites.
- ⇒ Le renforcement, la protection, la maintenance et la réparation d'ouvrages existants.

1.3.1 Conception et réalisation d'ouvrages en matériaux composites

Les ouvrages innovants mettant en œuvre des matériaux composites ont pour objectifs : i) de développer des multi-matériaux pour assurer des multifonctionnalités (confort, sécurité, durabilité), ii) d'améliorer les performances des ouvrages pour ouvrir de nouveaux champs d'applications (physique, mécanique, tenue à l'environnement, comportement sous sollicitations extrêmes) et iii) de prévoir le cycle de vie pour s'intégrer dans le contexte du développement durable (durée de vie, recyclabilité, coût énergétique) (IREX, 2005).

Nous pouvons distinguer trois grandes familles de matériaux composites utilisés pour la réalisation de nouvelles structures en fonction de leurs formulations et de leurs applications :

⇒ **Les structures souples** combinent une matrice polymère et un renfort textile.

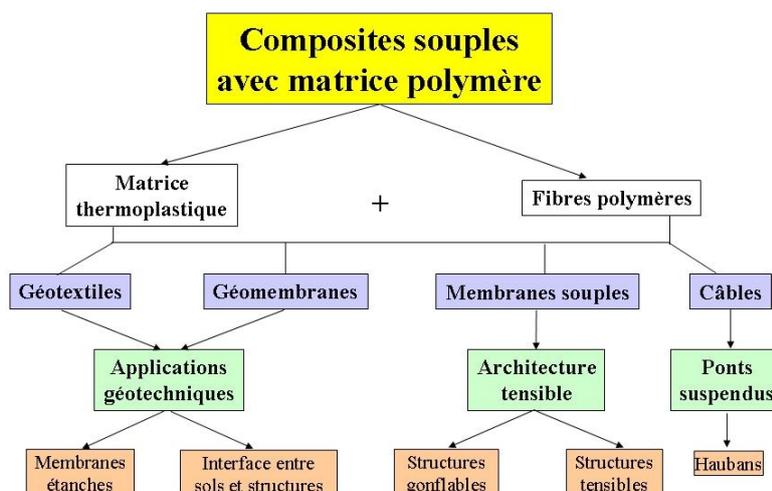


FIG. 1.2 – Structures souples (IREX, 2005)

La figure 1.2 décrit les différents cas d'applications qui associent les matrices thermoplastiques avec des fibres polymères (PET, polyester, aramide, etc) ou minérale (verre, etc). Ces structures se présentent sous la forme de géotextiles, géomembranes ou membranes souples. Les deux secteurs les plus concernés par ces matériaux composites sont les applications géotechniques (membranes étanches ou interfaces entre sol et structure) et l'architecture

tensible (structures gonflables, structures tendibles). La figure 1.3 présente quelques exemples de structures souples. Ces systèmes composites présentent essentiellement des propriétés en traction (comportement de membrane) et en ténacité (tenue à la déchirure améliorée). Il faut également souligner une bonne stabilité physico-chimique (tenue à la corrosion, étanchéité, ou semi étanchéité contrôlée ...). Dans un environnement urbain, les principaux problèmes technologiques sont liées à la durabilité et aux propriétés auto-nettoyantes. Il est également nécessaire d'améliorer les propriétés acoustiques et thermiques ainsi que le comportement au feu.



FIG. 1.3 – Quelques exemples de structures souples (IREX, 2005)

⇒ La seconde famille de matériaux composites concerne les **composites rigides** combinant matrices polymères et charges minérales à des renforts textiles ou en association avec des polymères expansés dans le cas des structures sandwiches (voir figure 1.4 page suivante).

Les formulations de béton polymère peuvent être utilisées pour de nombreuses applications dans le domaine des revêtements routiers, des fondations spéciales (milieux agressifs). Aujourd'hui, l'un des marchés potentiels les plus intéressants se situe autour des nouveaux bâtiments avec un bilan énergétique positif où les objectifs techniques sont orientés vers la multifonctionnalité (une combinaison de performance structurelle et les propriétés physiques) et

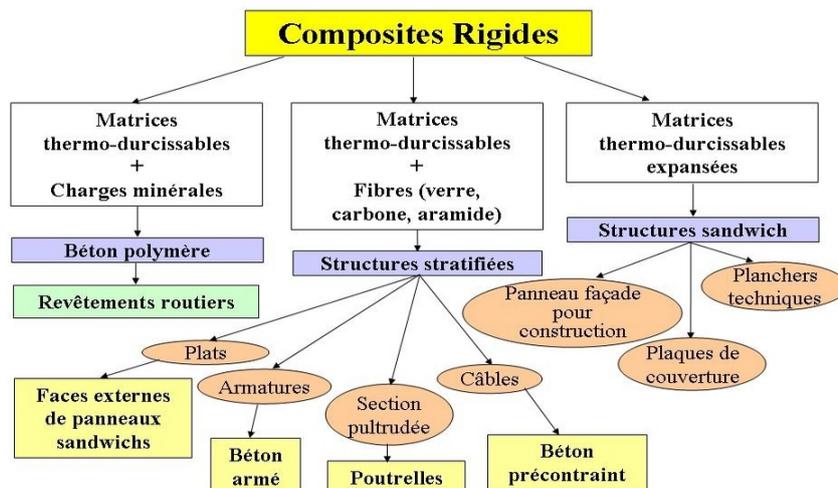


FIG. 1.4 – Structures rigides (IREX, 2005)

à l'intégration de matériaux intelligents tels que les cellules et les capteurs dans les panneaux solaires.

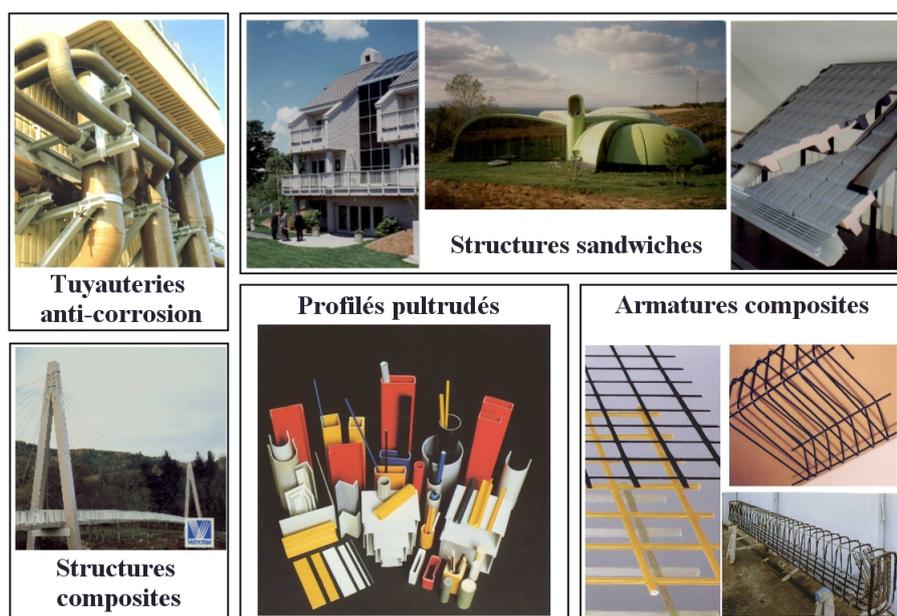


FIG. 1.5 – Quelques exemples de structures rigides (IREX, 2005)

La fabrication de demi-produits pultrudés (voir figure 1.5 page précédente) se développe essentiellement aux États Unis et au Canada où le marché est adapté à l'investissement industriel. En continuité avec ces développements amorcés aux USA et au Japon, des armatures passives (treillis, barres, cadres ...) réalisées à partir de combinaisons de fibres de verre, fibres de carbone et de matrices époxydiques et vinylesters ont fait leur apparition.

⇒ La dernière famille de matériaux composites rigides concerne les composites fibres/ciment pour lesquels les matrices polymères sont remplacées par des matrices minérales (liants phosphatiques, liants sulfatiques, liants magnésiens).

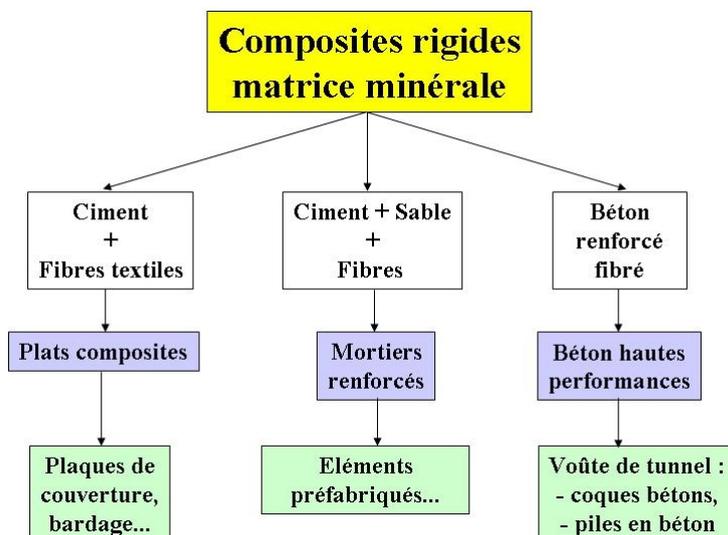


FIG. 1.6 – Composites rigides à matrice minérale (IREX, 2005)

Les performances des mortiers et des bétons de fibres sont bien connues et exploitées à ce jour notamment dans le cas des bétons à très hautes performances. L'amélioration des propriétés en traction, la modification des mécanismes de fissuration, la compensation des comportements fragiles dus à la haute résistance par le contrôle du comportement non linéaire « post-pic » pour dissiper de l'énergie sont autant de points forts mis en avant. L'industrie textile fournit d'important effort de recherche dans le développement de renforts 2D et 3D adaptés à la réalisation de pièces industrielles. Ces produits qui représentent un tonnage important de composants du bâtiment (cloisons, rails, gaines ...) présentent des propriétés nettement améliorées vis-

à-vis de conditions telles que l'incendie et sont nettement mieux adaptés aux conditions de recyclage.



FIG. 1.7 – Quelques exemples de structures rigides à matrice minérale (IREX, 2005)

1.3.2 Réparation, maintenance et renforcement d'ouvrages existants

Les pathologies des bâtiments et infrastructures existants, les modifications des conditions d'exploitation et de nouvelles conditions accidentelles exigent l'entretien, la protection, la réparation et le renforcement. Les matériaux composites sont bien adaptés à ces objectifs. Leurs performances mécaniques, en particulier en traction, leur légèreté (qui ne surcharge pas la structure en cours de réparation) et leur adhérence sur béton ou maçonnerie sont les principaux atouts de ces matériaux. L'objectif est donc d'exploiter les potentialités de ces systèmes composites dans le but de : i) protéger, ii) réparer, iii) renforcer et iv) contrôler les ouvrages existants.

Différentes méthodes de réhabilitation de structures par matériaux composites permettent de pallier les inconvénients des méthodes conventionnelles (chemisage par béton armé, chemisage en acier, tôles collées, précontrainte additionnelle, etc), avec des performances mécaniques supérieures (voir figure 1.8 page suivante). Les méthodes de renforcement les plus utilisées en France sont la mise en place de tissus stratifiés au contact ou le collage de plats pultrudés. La stratification au contact est une technique manuelle qui consiste à placer le composite directement sur l'élément à renforcer. Le col-

lage de plats pultrudés se caractérise par la pose de plaques de composite collées sur une surface en béton par des résines époxydiques à forte viscosité (Contamine *et al.* , 2009).

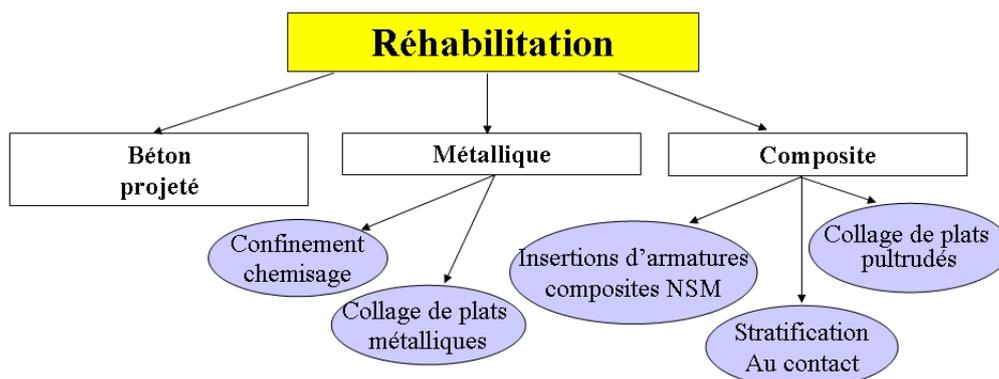


FIG. 1.8 – Renforcement/Réparation

Les principales formulations utilisées sont constituées de fibres de carbone, fibres de verre ou fibres d'aramide (voir figure 1.9). Ces fibres de renfort sont couplées avec des matrices époxydiques ou polymères (vinylester) afin d'assurer une imprégnation convenables des fibres. Le comportement global en flexion de la structure peut être significativement modifié (augmentation de la résistance au cisaillement et à la compression des colonnes).

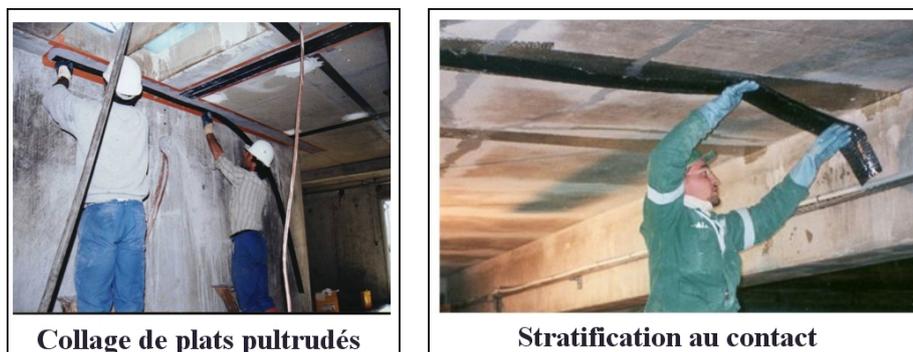


FIG. 1.9 – Renforcement par matériaux composites (Hamelin, 2009)

Le marché visé par ces matériaux composites se situe au niveau de la mise en sécurité des infrastructures et de la conservation du patrimoine (Luyckx, 1999). Ceci est dirigé par la nécessité d'augmenter la durée de vie des ouvrages existants, d'adapter les constructions existantes à de nouvelles conditions d'exploitation et de prendre en considération les nouvelles contraintes environnementales (choc, explosion et sismique).

Une enquête du Setra (du Setra, 1999) (Service d'étude technique des routes et autoroutes) montre qu'en 1999, 16% des ouvrages présentent des désordres qui nécessitent des travaux de réparation, 37% exigent un entretien spécialisé urgent (voir figure 1.10). Les principales causes des désordres affectant les ouvrages d'art sont multiples : dégradation des matériaux (érosion, altération physico-chimique, cycles gel-dégel, retrait du béton, corrosion des armature ...), erreurs de conception et d'exécution, modification des conditions d'exploitation ou d'utilisation des ouvrages (Hamelin, 2002).

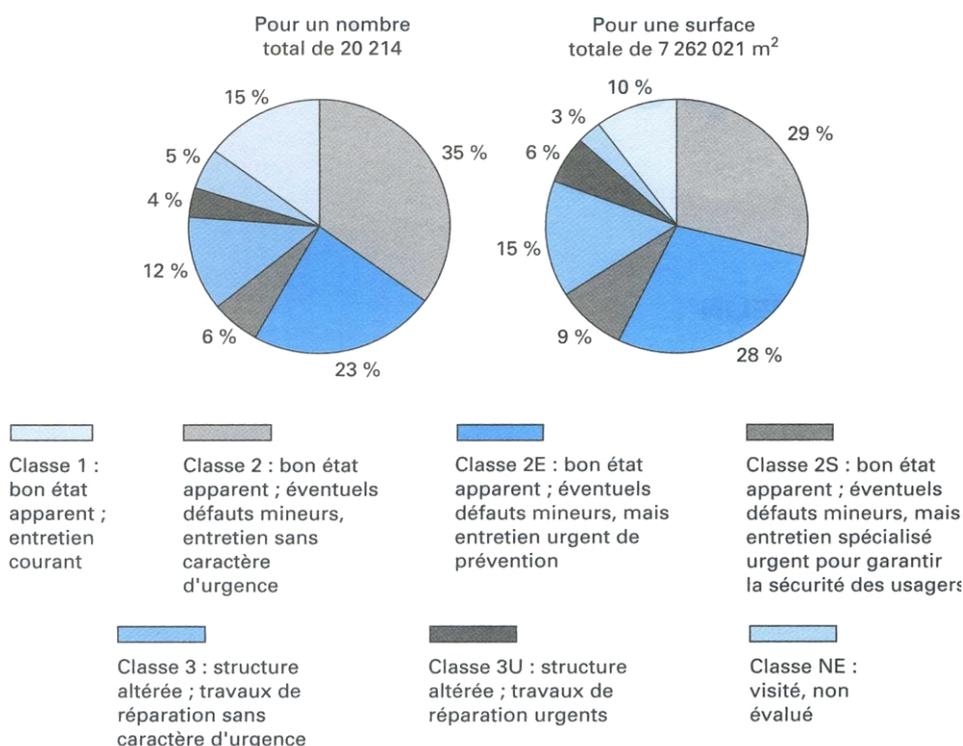


FIG. 1.10 – Etat des ouvrages d'après une enquête du Setra (du Setra, 1999)

1.4 Les freins au développement des composites

En Génie Civil, la crédibilité d'un projet mettant en œuvre des matériaux composites ne peut se limiter aux performances mécaniques et physico-chimiques instantanées au regard du domaine d'application visé dans la construction. Nous pouvons mettre en avant plusieurs verrous au développement de tels matériaux :

- ⇒ Au niveau socio-économique, les matériaux composites présentent un coût élevé par rapport aux matériaux traditionnels tels que le béton (0.005 €/kg) ou l'acier (1 €/kg). Une estimation des marchés potentiels par absence d'expériences et de retours d'expériences (chantiers expérimentaux) est difficile à réaliser. Il est donc très difficile d'évaluer le besoin en composites dans le domaine de la construction. Une baisse de prix en fonction du volume commandé semble donc compliquée.
- ⇒ Comme nous l'avons vu précédemment, l'absence de procédés de transformation performants handicape fortement l'utilisation de ces systèmes composites. Les conditions de transformation, plus complexes que pour le béton nécessite une main d'œuvre qualifiée.
- ⇒ Les garanties demandées pour les assurances sont importantes (durée de vie de 10 à 100 ans). Les conditions d'essais ne permettent pas d'établir des limites d'utilisation irréfutables. L'absence de retour d'expérience (et de jeux de données) sur le comportement à long terme de ces matériaux composites conduit à l'impossibilité de définir un niveau d'endommagement évolutif (remise en cause des procédures d'évaluation des risques, pérennité des ouvrages).
- ⇒ L'utilisation de ces nouveaux matériaux impose la mise à disposition de recommandations et de règles de calcul qui ne sont pas toujours disponibles. L'absence de formation des techniciens et ingénieurs freine le développement des composites dans le marché du B-TP (Hamelin, 2007).

En conséquence, comme le montre l'organigramme 1.11 page ci-contre, il est nécessaire d'engager des actions incitatives à tous les niveaux de la conception et de la réalisation des ouvrages pour débloquer les verrous cités précédemment.

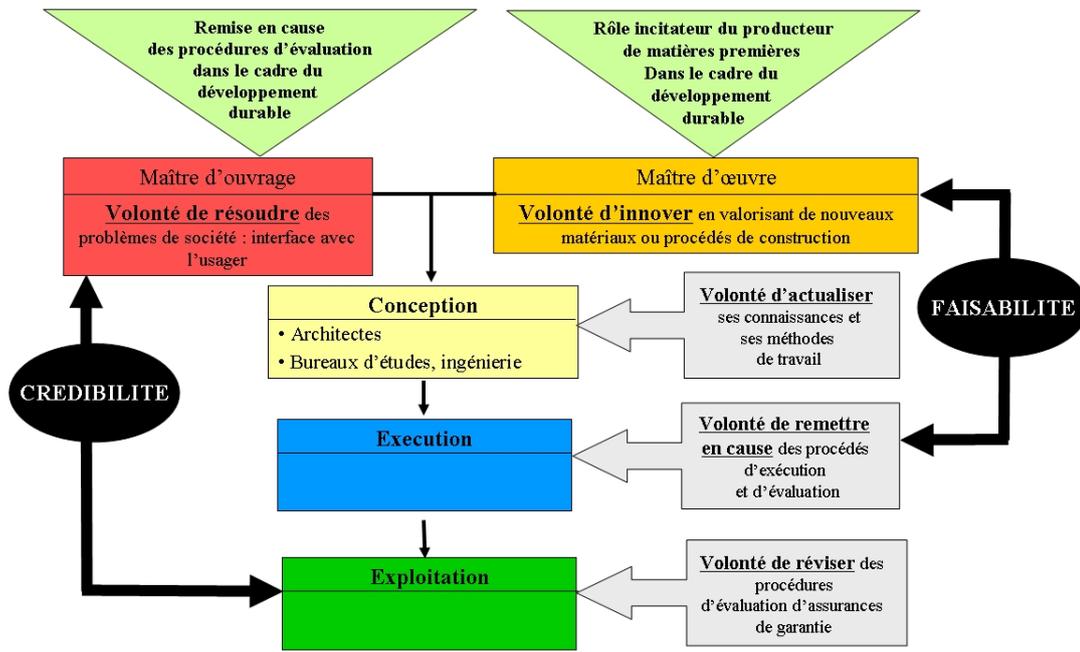


FIG. 1.11 – Conception et réalisation d'un ouvrage en génie civil (Hamelin, 2007)

Les composites usuels sont vulnérables aux incendies. Ils brûlent facilement en émettant des fumées toxiques. Ce comportement est généralement lié à la nature organique de la matrice polymère qui les compose. Enfin, le manque de filière de traitement ou de valorisation des déchets freine l'utilisation des composites. Le développement des composites dans le B-TP se heurte au problème du recyclage des matériaux ce qui justifie parfois le choix de solutions traditionnelles. La gestion de fin de vie des pièces en composites ainsi que la valorisation des déchets sont prioritaires pour garantir le développement de ces composites.

Un des axes de recherche qui est proposé afin de pallier à ces problèmes de prix, de résistance au feu, de durabilité et de gestion environnementale consiste en la substitution des matrices polymères par des matrices minérales.

1.5 Les composites fibres/ciment : Etat de l'art

1.5.1 Les composites amiante/ciment

En raison des performances exceptionnelles de l'amiante vis-à-vis de la résistance au feu (résistance mécanique au très hautes température, incombustibilité), les fibres d'amiante ont été ajoutées au ciment de manière à obtenir un matériau composite performant, peu onéreux, imputrescible et résistant au feu. De plus, les fibres d'amiante sont largement diffusées à travers toute l'Europe depuis la découverte de grands gisements en 1860. L'amiante/ciment est obtenu en mélangeant 90% de ciment et 10% d'amiante avec de l'eau. Ce matériau, breveté dès 1901, a surtout été utilisé à partir des années 1960, en France. En 1991, les huit usines françaises ont produit 540 000 tonnes d'amiante/ciment. De nombreux produits en contenant ont été commercialisés, notamment des plaques planes ou ondulées, tuiles et panneaux de toiture, plaques et panneaux de cloisons intérieures, conduits de cheminées, tuyaux et canalisations ... (voir figure 1.12).



FIG. 1.12 – Tôles ondulées et tuyaux en amiante/ciment

Les risques liés à l'amiante sont aujourd'hui bien connus et l'industrie des composites fibres/ciment s'est tournée vers l'utilisation de fibres de renfort en verre afin de pallier aux problèmes environnementaux. Dès les années 1930, certains chercheurs ont eu l'idée de tirer parti de la résistance exceptionnelle du verre étiré pour renforcer les bétons. Toutefois, la forte sensibilité des fibres de verre E à l'alcali-réaction a conduit à l'abandon provisoire de cette technologie.

1.5.2 Les composites fibres de verre/ciment

Vers les années 1960, des recherches portent sur la possibilité de traiter le verre standard (verre E) afin de le rendre stable en milieu alcalin. La société Pilkington achète les droits de cette nouvelle fibre de verre Alkali Résistante (AR), développée par Madjumdar. En plus d'un traitement au zirconium, les fibres d'un diamètre de 10 à 12 μm sont réunies entre elles par centaines puis ensimées. Cette opération protège les fibres de l'abrasion durant le malaxage et contre le développement excessif de cristaux agressifs à leur surface. Pilkington développe au début des années 1971 des procédés de fabrication pour ces produits ciment/fibres (GRC de l'anglais *Glass Reinforced Cement*) en s'inspirant de l'industrie des plastiques renforcés. Le développement rapide des GRC depuis les années 1970 a conduit à l'élaboration d'un nouveau système breveté système Vetrotex-Saint-Gobain, développé en partenariat par le Centre de Recherche de Pont-à-Mousson et Vetrotex. Ce matériau est composé de fibre de verre AR dans un mélange de ciment, de polymères, d'adjuvants et d'ajouts spécifiques (Mohamadou, 1994). Les faibles performances (fragilité, résistance en traction) du liant hydraulique sont compensées par l'utilisation de fibres de renfort afin de reprendre l'effort après la rupture de la matrice cimentaire (Grandhaie, 1993).

L'interaction entre ces deux matériaux est conditionnée par l'ensimage des fibres. L'interface régule les phénomènes de mouillage et de pénétration des fibres par la matrice, afin d'obtenir un transfert de charge satisfaisant. La macro-fissure de la matrice est reprise par les fibres qui viennent ponter la fissure et répartir l'endommagement au travers de multiples microfissures. Une forte réserve de déformation est ainsi obtenue et les propriétés de matériau vont dépendre de plusieurs facteurs tels que la quantité et la longueur du renfort, la compacité de la matrice, etc (Cherubin-Grillo, 2001).

Les matériaux fibres/ciment constituent une famille de composites qui combinent la haute résistance en compression des mortiers avec les propriétés de la fibres de verre. Cette formulation entraîne une amélioration des caractéristiques mécaniques (choc, ténacité, flexion, traction, etc), le maintien d'une excellente ductilité dans le temps et la disparation des problèmes de vieillissement (Glinicki *et al.* , 1994) (Babut & Brandt, 1978) (Bentur & Mindess, 1990) (Brandt & Marshall, 1986) (Brandt & Glinicki, 1991) (Francois-Brazier, 1991). De plus, les fibres de renfort limitent le retrait de la matrice lors de la phase de durcissement.

Il existe plusieurs techniques de mise en œuvre allant des méthodes ma-

nuelles à des systèmes mécaniques complexes. Cependant, nous pouvons distinguer deux tendances principales : La projection et la prémélange.

- ⇒ **La projection** : Un pistolet pneumatique à double sortie est utilisé afin de projeter le matériau sur un moule. La fibre arrive sous la forme d'un roving continu et est hachée puis mélangée au mortier. Le contrôle de l'épaisseur est réalisé par calibre ou par palpeur à pointe. Les couches sont compactées à l'aide de rouleaux ébulleurs.
- ⇒ **Le prémélange** : Un malaxeur rotatif incorporant les fibres précoupées et le mortier réalise le mélange qui est ensuite coulé dans un moule ouvert et vibré. Le démoulage est effectué après 24 heures.

La figure 1.13 présente diverses applications de GRC dans le Génie Civil. Ces composites permettent la réalisation de formes complexes. Les propriétés acoustiques de ces matériaux peuvent également être utilisées pour la construction d'amphithéâtre ou salle de réunion. Les GRC sont présents sur les marchés du neuf et de la rénovation/réparation. Diverses autres applications sont possibles comme la réalisation de coques ou de tubes.



FIG. 1.13 – Quelques applications de système composites GRC : a) et b) Avantages du GRC pour la réalisation d'éléments de formes complexes, c) Hall de lecture de l'université de Tokyo - utilisation des propriétés acoustiques, d) Passerelle piétonne combinant faible poids et résistance aux vibrations

Les limites des GRC sont engendrées par le faible taux de renfort. En

effet, en raison de la rhéologie de la matrice cimentaire, le taux de renfort usuel est de l'ordre de 3% en poids, voire 4% dans certains cas. Au delà de ces limites, l'ouvrabilité du matériau n'est plus satisfaisante. La figure 1.14 présente l'allure du comportement en traction des GRC ainsi que leurs propriétés mécaniques usuelles (Mohamadou, 1994). Les propriétés mécaniques des GRC sont relativement faibles au regard de celles des matériaux composites à matrice polymère. Ce constat nous conduit à l'élaboration d'une nouvelle génération de matériaux composites à matrice minérale et aux propriétés mécaniques en adéquation avec les sollicitations usuelles en Génie Civil.

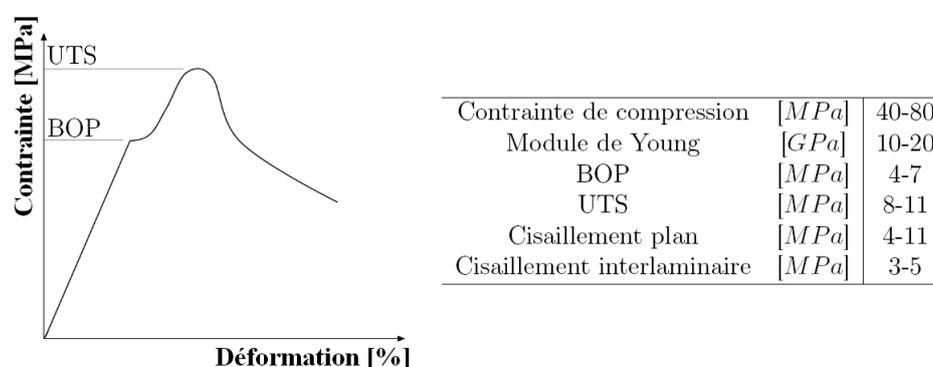


FIG. 1.14 – Propriétés usuelles des GRC

1.5.3 Les solutions alternatives

Ces dernières années, de nouvelles formulations de liants minéraux ont été mis au point afin de compenser la sensibilité de la fibre de verre E à l'alcali-réaction. Différentes additions de pouzzolanes peuvent être ajoutées à la formulation de base. La proportion de clinker Portland est réduite par la substitution d'additions de type fumée de silice, cendres volantes, métakaolin, etc. Ambroise (Ambroise *et al.*, 1989) propose l'ajout de métakaolin ou métakaolinite susceptible de conférer de meilleures caractéristiques mécaniques au matériau composite. Le métakaolin, obtenue par calcination du kaolin, est directement incorporé à l'eau de gâchage en même temps que le ciment et le sable afin de consommer tout l'hydroxyde de calcium libéré par le ciment (Oriol, 1995). D'autres facteurs comme la fluidité, la durabilité sont également optimisés par les diverses additions..

Les ciments magnésiens, également appelés ciments à l'oxychlorure de magnésium sont constitués de trois composants : l'oxyde de magnésium ou magnésie (ou encore périclase) MgO , l'eau et le chlorure de magnésium ($MgCl_2$) (Matray, 1990). Ils présentent l'avantage d'un pH légèrement basique, ce qui n'engendre pas d'attaque alcaline des fibres de renfort. De plus, les propriétés mécaniques sont légèrement supérieures à celles des ciments à base Portland. Néanmoins, les ciments magnésiens présentent l'inconvénient d'une forte solubilité à l'eau, ce qui restreint son utilisation au sein des composites GRC. Différents adjuvants, de nature minérale ou organique, peuvent être ajoutés à la formulation initiale afin de rendre le ciment magnésien stable à l'eau. Les propriétés physico-chimique et mécanique du mortier sont très nettement améliorées par l'augmentation du rapport MgO/Sol . Ces améliorations portent essentiellement sur la porosité résultant d'un excédent d'eau de gâchage (Matray & Hamelin, 1991a). Un fluidifiant doit être ajouté à la formulation afin de compenser le fort rapport MgO/Sol (Matray & Hamelin, 1991b).

Les ciments sulfoaluminate de calcium CSA (de l'anglais *Calcium SulfoAluminate*) ont été développés en Chine au cours des années 1970. L'hydratation du ciment CSA ne conduit pas à la formation d'hydroxyde de calcium. L'ettringite qui se forme dans ce cas mène à l'élaboration d'un système cimentaire à haute résistance en compression au jeune âge (40 MPa à 6 heures) et une ouvrabilité importante (environ 60 minutes). L'utilisation de matrice CSA est proposée par Péra (Péra & Ambroise, 2004) afin d'améliorer les performances mécanique de composites GRC (Cau *et al.* , 2009).

Récemment, les Ciments Phosphatiques Inorganiques (CPI) ont été développés comme alternatives aux liants hydrauliques pour la réalisation de composites GRC (Wastiels, 1999). Ces liants minéraux phosphatés sont neutres après durcissement, ce qui autorise l'utilisation de fibres de renfort en verre E. Une formulation spécifique est proposée afin de retarder la prise, sans perte de durabilité.

Afin de repousser les limites des GRC, l'utilisation de tissus de renfort est envisagée. Ces nouveaux matériaux TRC (Textile Reinforced Concrete) présentent les avantages d'un taux de renfort plus important et de l'orientation des performances mécaniques. En revanche, les procédés de transformation des GRC ne sont pas adaptés à ces matériaux. Les propriétés rhéologiques de la matrice influencent significativement les processus de fabrication et les propriétés physico-chimiques du matériau composite à toutes les échelles (interface, pli élémentaire, composite et structure). La notion de multi-échelles peut être expliquée par la nature du renfort (voir figure 1.15 page ci-contre).

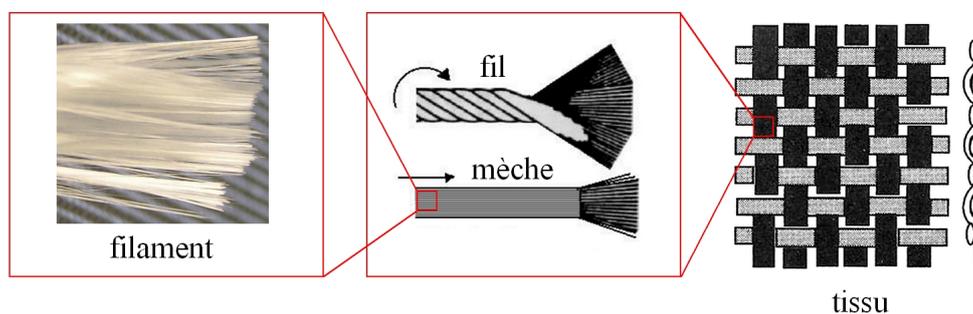


FIG. 1.15 – Du filament au tissu de renfort

1.6 Objectifs de la recherche

En continuité avec les enjeux et les difficultés scientifiques et technologiques évoquées lors de la présentation des composites fibres/ciment, notre objectif de recherche est de développer de nouveaux composites à matrices minérales en visant plus particulièrement :

1. **L'utilisation d'une nouvelle matrice minérale non agressive envers la fibre de verre E** (moins onéreuse que la fibre de verre AR).
2. **Le développement de procédés de fabrication industriels adaptés aux systèmes composites TRC.** Nous avons vu précédemment la nécessité de développer la pultrusion afin de soutenir l'effort d'utilisation des composites à matrice minérale dans le Génie Civil.
3. **L'identification des caractéristiques mécaniques sous forme de lois de comportement et critères de rupture** dans le but de constituer un ensemble de jeux de données. Une méthodologie de caractérisation adaptée aux spécificités de ces systèmes composites doit être mise en place afin d'évaluer de manière satisfaisante les constantes d'ingénieur.
4. L'étude du comportement en rigidité et à la rupture d'éléments de structure de type poutre afin d'**introduire des méthodes d'aide au dimensionnement** adaptées aux applications structurales. Nécessité de compenser les faiblesses du matériaux aux différentes échelles par modification d'ordre technologique des sections. Optimisation de la conception et du dimensionnement des sections.

Afin d'atteindre cet objectif, nous avons axé notre recherche bibliographique sur l'étude multi-échelles de composites à matrice minérale. La structuration du matériau aux différentes échelles met en valeur l'influence de paramètres physico-chimiques, mécaniques et géométriques. Ces paramètres induisent un comportement non linéaire du matériau qui présente une multitude d'avantages pour des applications structurales. Ce travail propose différents modèles issus de la littérature afin de modéliser la structuration du composite à toutes les échelles (du nanoscopique au macroscopique).

La deuxième partie présente la caractérisation mécanique des systèmes composites. Après une présentation de matériaux (physico-chimique, rhéologique et mécanique), une méthodologie de caractérisation est mise en place de manière à définir les rigidités élastiques en traction, en compression et au cisaillement de ces composites à matrice minérale. Nous avons réalisé différents essais complétés par une analyse critique. Une approche des rigidités élastiques et des seuils d'endommagement et de rupture est avancée au travers de modèles micromécaniques issus de la littérature et de critères de résistance basés sur des observations expérimentales.

La dernière partie porte sur l'étude d'éléments structuraux mettant en œuvre les formulations issues du processus de pultrusion. L'expérimentation en flexion est réalisée afin de juger du comportement et des modes de rupture spécifiques. Des modifications technologiques sont apportées de manière à compenser les faibles propriétés mécaniques du matériau vis-à-vis du cisaillement à différentes échelles : addition d'entretoises, confinement par tressage circonférentiel ou stratification. Les limites de validité des hypothèses de calcul (Navier-Bernoulli, Saint Venant) sont étudiées ainsi que la cohérence des équations d'équilibre au regard de la cinématique. Un modèle d'équilibre de type force est analysé, en prenant en considération les non linéarités de comportement et la redistribution des efforts tranchants internes.

Chapitre 2

Approche multi-échelles

Sommaire

2.1	Introduction	24
2.2	Approche nanoscopique	25
2.2.1	Définition et structure de la liaison nanoscopique	25
2.2.2	Caractérisation de l'interface/interphase	28
2.3	Approche microscopique	30
2.3.1	Comportement mécanique de mono-filaments	31
2.3.2	Mécanismes de liaison à l'interface filament/matrice	32
2.3.3	Modèles mécaniques associés	34
2.3.4	Influence du procédé de transformation	38
2.4	Approche mésoscopique	39
2.4.1	Arrangement des fils	40
2.4.2	Influence de la géométrie des fils	41
2.4.3	Taux de renfort	42
2.4.4	Modèle Aveston – Cooper – Kelly (ACK)	43
2.4.5	Orientation des fils	45
2.4.6	Notion de longueur critique	47
2.4.7	Modèle stochastique	48
2.4.8	Modification de la loi de comportement en traction par renfort textile	51
2.5	Approche macroscopique	53
2.5.1	Exemples d'éléments structuraux utilisant les composites fibres/matrice minérale	54
2.5.2	Analyse des modélisations développées pour décrire le comportement de ces structures	58
2.6	Conclusion	60

2.1 Introduction

Comme nous l'avons vu lors de la présentation des GRC, les performances des composites à matrice minérale peuvent s'appréhender à plusieurs échelles. Les quatre niveaux d'analyse sont présentés en figure 2.1 : nanoscopique, microscopique, mésoscopique et macroscopique. Il est essentiel d'appréhender les phénomènes intervenant aux interfaces et d'identifier les propriétés géométriques et mécaniques des constituants du matériau.

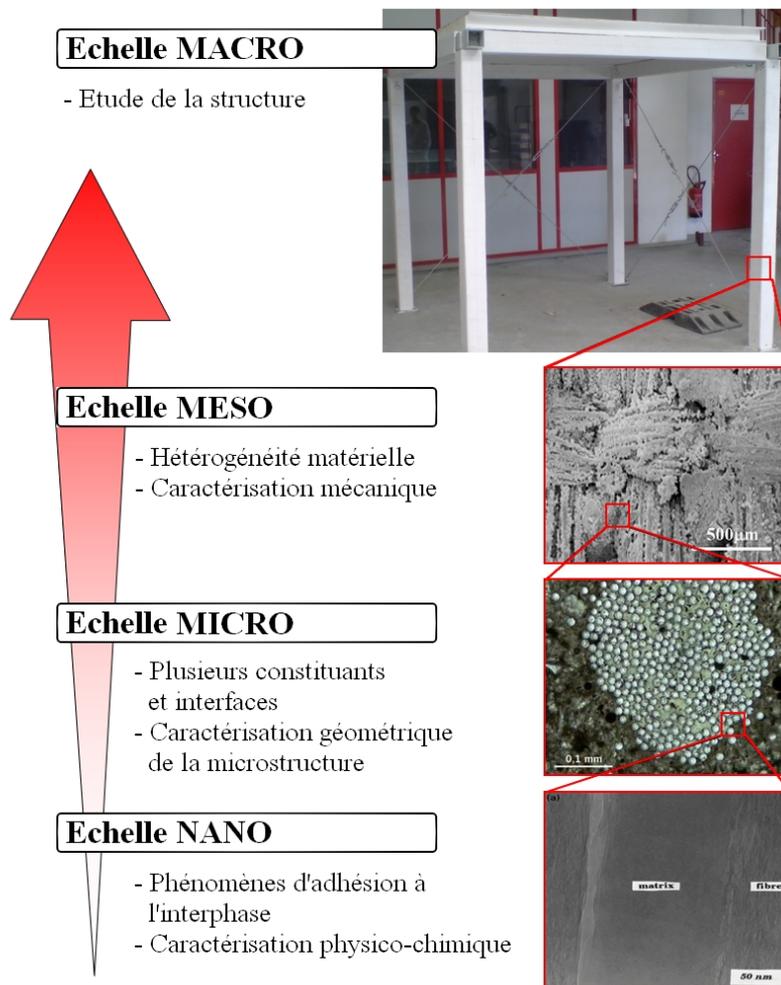


FIG. 2.1 – Analyse multi-échelles des performances d'un matériau composite

La notion d'étude multi-échelles se justifie pour les composites à fibres de

verre et matrice minérale se justifie par les points suivants :

- ⇒ L'échelle nanoscopique correspond à l'étude des liaisons atomiques et des migrations moléculaires. Le transfert de charge dépend fortement de la liaison fibre/matrice. La cohésion de liaison est déterminée par la nature chimico-physique de l'interphase.
- ⇒ A l'échelle microscopique, l'analyse porte sur les interactions entre les filaments au sein d'un fil et sur les interactions filament/matrice. Des interactions de multiples natures sont observables et la modélisation de ces phénomènes est indispensable à une bonne compréhension des mécanismes dirigeant le comportement du matériau.
- ⇒ A l'échelle mésoscopique, la structuration du matériau souligne l'importance de paramètres tel que l'arrangement des fibres, le taux de renfort, la longueur et orientation des fibres ou encore la géométrie des fils et du renfort. Le comportement mécanique est modélisé au travers de lois non linéaires.
- ⇒ A l'échelle macroscopique (de la structure), peu d'études portent sur l'analyse d'éléments de structure porteurs en composite à matrice minérale. Néanmoins, ce marché est en pleine expansion et quelques applications structurales ont été réalisées et étudiées. L'utilisation de ces matériaux de faible épaisseur est susceptible de modifier significativement la réponse en déformation d'éléments de structures simples (localisation de zones d'endommagement dues à la fissuration au voisinage des appuis, sensibilité de la déformation de la structure vis-à-vis des faibles rigidités de cisaillement).

2.2 Approche nanoscopique

2.2.1 Définition et structure de la liaison nanoscopique

L'interface représente la frontière d'épaisseur nulle entre deux phases qui ne présente pas d'évolution des propriétés physico-chimiques. La notion d'interface met en avant le fait de passer «brutalement» d'une phase à une autre. Cette vision classique fait actuellement place au concept d'interphase dans la mesure où une zone différente en structure et en composition est constatée au voisinage immédiat de la jonction renfort/matrice. L'interphase est une

zone de transition d'épaisseur non nulle où les propriétés physico-chimique et mécanique, issues de processus complexes, sont différentes de celles du renfort en masse et s'étendent jusqu'à celles de la matrice en masse (Bergeret & Krawcak, 2006).

Dans les années 1960, Bikerman (Bikerman, 1961) émet l'hypothèse de la formation d'une interphase caractérisée par une cohésion différente de celles des deux phases en présence (matrice et fibre). La complexité de cette interphase peut être illustrée à l'aide du modèle schématique 2.2. Le début et la fin de l'interphase sont caractérisés par une variation des propriétés par rapport au cœur de la fibre et de la matrice.

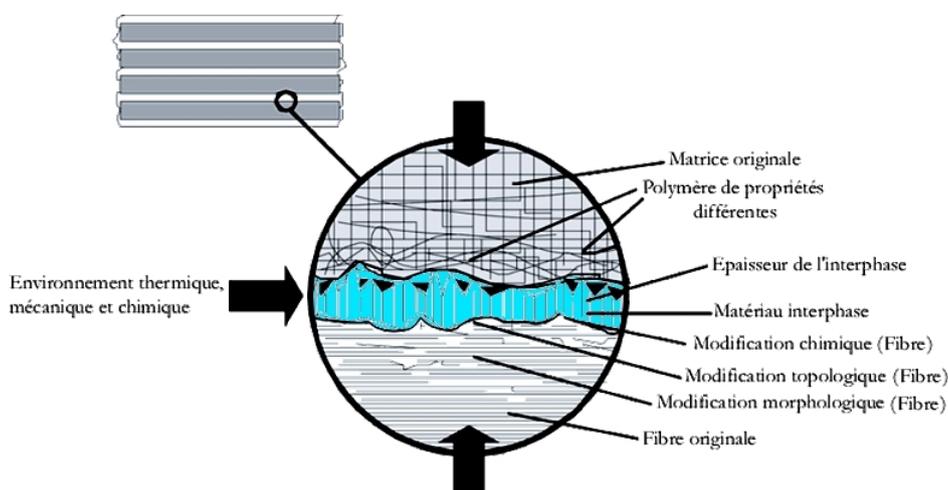


FIG. 2.2 – Modèle schématique d'une interphase selon Bikerman (Bikerman, 1961)

L'interphase se forme au cours de l'élaboration du composite. La zone interphasiale se caractérise par des propriétés différentes de celles de l'adhérent (le substrat) et de l'adhéré sur les plans physique, chimique et mécanique. Cette différence peut provenir de processus physico-chimiques multiples, comme par exemple la modification de la stœchiométrie par absorption préférentielle, la nucléation à la surface des fibres, l'orientation locale des chaînes ou le traitement initial des fibres (ajout d'une ou plusieurs phases supplémentaires) (Bouix *et al.*, 2001) (Kafrou, 2006) (Triconnet, 2007). L'interphase est le siège de réactions ou d'interactions spécifiques au couple substrat/adhéré.

L'épaisseur de l'interphase est un paramètre variable, dépendant de la structure de la matrice, de la fibre et des couches de protection de la fibre. Les propriétés interphasiales sont également régies par l'épaisseur de ces couches (Hinoki *et al.*, 1998). L'épaisseur de l'interphase peut varier de quelques nanomètres à une dizaine de micromètres, voire plus dans certains cas de composites thermodurcissables. Buryan et Novikov (Buryan & Novikov, 2002) proposent différents modèles afin de déterminer l'épaisseur d'interphases de différentes natures, homogènes et non-homogènes.

L'importance de l'interphase se justifie pleinement au regard du rôle crucial de cette zone. Le fait que l'interphase influe sur l'intégrité structurelle des composites est communément admis (Degallaix & Ilschnier, 2007). Outre la fonction de protecteur vis-à-vis du vieillissement des matériaux, l'interphase contribue essentiellement à la transmission des efforts mécaniques ainsi qu'à l'amorçage et à la propagation des fissures. L'efficacité du transfert de charge est une condition *sine qua non* à l'obtention de composites à hautes performances. Une forte liaison interfaciale entraîne de hautes rigidités et résistances mais contribue également à une faible ténacité, une certaine fragilité et une sensibilité aux chocs (figure 2.3) (Ibrahim, 1997). Les fissures se propageront perpendiculairement à l'axe des fibres jusqu'à la ruine du composite. La mise en place de liaisons faibles (interphase souple) peut en revanche permettre l'accroissement de l'absorption d'énergie. La fissure sera déviée vers l'interphase et l'impact sera limité à quelques fibres uniquement.

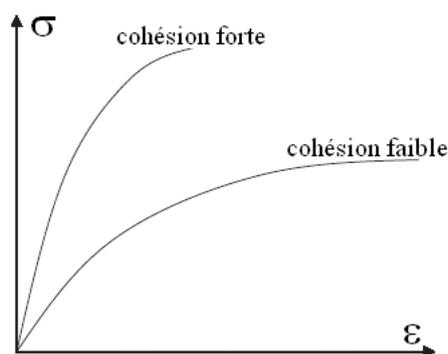


FIG. 2.3 – Courbes de transfert de contraintes pour une interphase de plus ou moins forte cohésion (Ibrahim, 1997)

Différentes techniques d'analyses sont utilisées pour les composites à ma-

trice polymère afin de déterminer la nature physico-chimique de l'interphase. Cette dernière va diriger le transfert de charge entre la fibre et la matrice en fonction de la qualité d'adhésion. Nous présentons ci-dessous les plus importantes.

2.2.2 Caractérisation de l'interface/interphase

Connaissances physico-chimiques de la composition d'une interphase

Aujourd'hui, il n'existe pas de méthode normalisée pour quantifier la qualité d'une interphase. Néanmoins, différentes techniques ont été développées et sont utilisées à cet effet. Les premières méthodes consistent à essayer de « voir » l'interphase au moyen d'analyses microscopiques suffisamment fines. De plus, une analyse physico-chimique de l'interphase peut être réalisée au moyen d'analyses directes et indirectes.

Analyses microscopiques

Il est possible de visualiser la zone d'interphase par microscopie électronique par transmission à « balayage » (STEM) à l'échelle nanoscopique (Vicens *et al.*, 2003). Cette technique est utilisée par Jiang (Jiang *et al.*, 1999) afin d'observer la qualité de cohésion à l'interface fibre/matrice (voir figure 2.4).

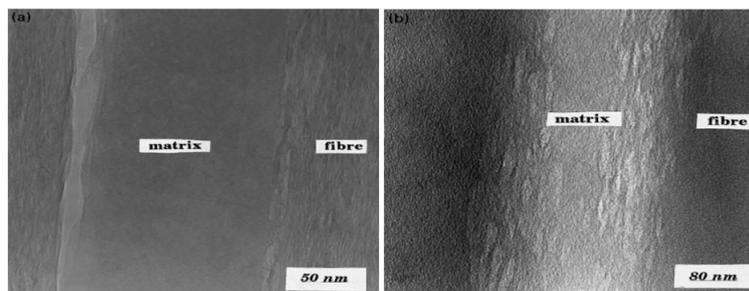


FIG. 2.4 – Observation par STEM d'interphases à faible cohésion et forte cohésion (Jiang *et al.*, 1999)

Des techniques de SEM (Scanning Electron Microscope) peuvent également être utilisées pour connaître par exemple la présence de défaut à la surface d'une fibre (Orlowsky *et al.*, 2005).

Commentaire : La compréhension du rôle exact de l'interphase dans les mécanismes d'endommagement demeure encore sommaire, même si des efforts de rationalisation sont réalisés. Différents auteurs ont donc recours à des techniques d'analyses physico-chimiques afin de caractériser finement l'interphase à l'échelle nano.

Analyses physico-chimiques directes

La plupart des techniques d'analyses physico-chimiques directes sont des techniques d'analyses spectroscopiques de surface qui permettent une analyse élémentaire et/ou une étude des liaisons chimiques. La spectroscopie de photoélectrons se base sur la mesure de l'énergie cinétique des électrons sous l'impact d'un faisceau de photons. Vicens (Vicens *et al.* , 2003) a recours à un couplage entre HRTEM et EDX (Energy Dispersive X-ray spectroscopy, spectroscopie de photoélectrons) afin de déterminer le pourcentage et la nature d'atomes présents dans les zones étudiées. La spectroscopie de photoélectrons dénommée ESCA (Electrons Spectroscopy for Chemical Analysis), permet la détection de tous les éléments sur une profondeur de 5 à 10 *nm*, à l'exception de l'hélium et de l'hydrogène. La technique EELS (Electron Energy Loss Spectroscopy) peut également être utilisée afin de connaître le pourcentage relatif d'atomes (Jiang *et al.* , 1999) (Jacques *et al.* , 1996). Cette technique couplée avec des micrographies de type STEM permet de connaître les liaisons qui se forment au niveau de l'interphase ainsi que les rudiments des processus complexes intervenant durant sa formation. La spectrométrie de masse d'ions secondaires (SIMS) permet d'apporter des informations sur la nature du traitement de surface à travers des profils de concentration en épaisseur, mais aussi sur l'homogénéité de répartition de l'ensimage (Zinck, 1999). La spectroscopie des électrons Auger ou AES (Auger Electron Spectroscopy) permet également de dresser un profil de concentration atomique dans la zone interphasiale (Bertrand *et al.* , 2001). La mesure de l'énergie de surface est basée sur divers modèles d'adhésion comme des modèles mécaniques, d'attraction électrostatique, de diffusion, d'absorption thermodynamique et de formation de liaisons chimiques (Dhakate & Bahl, 2003).

Analyses physico-chimiques indirectes

Les analyses physico-chimiques indirectes de l'interphase sont principalement des techniques d'analyses thermiques, micro-thermoanalyses, spectroscopiques et chromatographiques. Ces analyses se basent sur la densité de réticulation, sur la température de transition vitreuse ou encore sur propriétés viscoélastiques dans le but : de connaître la mobilité des chaînes molé-

lares, et d'apprécier leur organisation, dans le cas de matrice polymère. La variation du coefficient thermique (évaluée à partir d'analyses thermomécaniques TMA) peut également être considérée comme une grandeur physique permettant de caractériser l'interphase, en particulier dans les composites à fibres unidirectionnelles (Tangolu *et al.*, 2001). Les modèles d'analyses spectroscopiques vibrationnelles, comme les spectroscopies infrarouge ou Raman sont fréquemment appliqués à l'étude de l'interphase fibre/matrice (Bouchet, 2000). Avec ces techniques, il est possible de déterminer le mécanisme susceptible de régir la formation de l'interphase, qu'il s'agisse d'un mécanisme thermodynamique ou d'un mécanisme contrôlé par un gradient de diffusion (Bergeret & Krawcak, 2006). L'identification des réactions interphasiales est possible par spectrométrie RMN (Résonance Magnétique Nucléaire) (Tangolu *et al.*, 2001). Cette technique est limitée par la résolution des spectres qui dépendent directement de la puissance des champs magnétiques utilisés pour exciter les atomes. Enfin, l'analyse chromatographique par perméation de gel (Gel Permeation Chromatography) renseigne sur la distribution des masses moléculaires en poids et en nombres (Tsirlin *et al.*, 2002). Cette technique se base sur la séparation des molécules selon leur taille.

Commentaire : Ces différentes analyses permettent de caractériser la nature physico-chimique de l'interphase, c'est-à-dire la nature et la concentration des atomes ainsi que les mouvements de chaînes macromoléculaires. Ces techniques d'analyses directes et indirectes demandent l'utilisation d'un matériel spécifique et l'intervention d'un personnel compétent. Les dispositifs expérimentaux présents au laboratoire ne nous permettent pas ce type d'analyse. Néanmoins, ces différentes analyses, applicables pour les composites à matrice polymère, peuvent théoriquement être étendues aux composites à matrice minérale (Degallaix & Ilschnier, 2007).

2.3 Approche microscopique

Le comportement mécanique de composites à matrice minérale renforcée par un tissu de fibres ne dépend pas uniquement des propriétés intrinsèques des matériaux en présence. La qualité de la liaison fibre/matrice doit être considérée. Les tissus de fibres ne présentent pas une section transversale homogène de par leur propre constitution. En effet, les fils de verre constituant les tissus sont réalisés par le collage de milliers de fibres, ce qui implique l'intervention de divers phénomènes d'adhésion fibre/matrice.

2.3.1 Comportement mécanique de mono-filaments

Brameshuber (Brameshuber & Banholzer, 2003) a travaillé sur les mécanismes d'adhésion et de friction au niveau de la liaison entre les fibres et la matrice cimentaire. Le mode opératoire consiste à noyer des mono-filaments dans une matrice cimentaire, puis à mesurer le glissement des filaments en fonction de la contrainte appliquée. Une étude analytique a été menée en se basant principalement sur le modèle de Cox (Cox, 1952). Ce modèle est une approche mono-dimensionnelle dans laquelle la contrainte axiale de traction dans une section donnée de fibres est supposée uniforme. La fibre et la matrice sont considérées parfaitement élastiques et la liaison fibre/matrice est parfaite. L'équilibre des forces de cisaillement et des contraintes de traction mènent aux profils des contraintes tels que définis en figure 2.5.

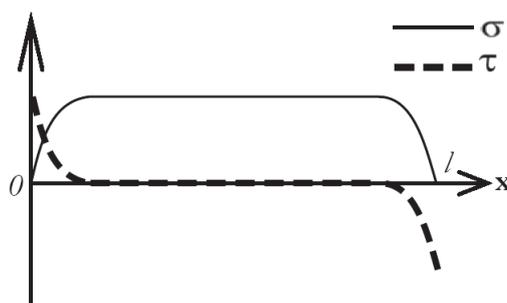


FIG. 2.5 – Profils des contraintes de traction et cisaillement dans une fibre de longueur l suivant le modèle de Cox (Cox, 1952)

Les concentrations de contraintes tangentielles tendent à croître à proximité des extrémités. L'interphase doit être capable de supporter ces contraintes de cisaillement. Dans le cas contraire, les phénomènes d'endommagement et de fissuration compenseront le manque d'absorption d'énergie de l'interphase. D'autres modèles de calculs analytiques existent, souvent basés sur celui de Cox étoffé par la prise en compte de la triaxialité des contraintes, les contraintes thermiques, l'effet du coefficient de Poisson, etc. Nous pouvons cependant remarquer qu'aucun modèle ne fait l'unanimité et les conclusions globales sont relativement proches de celles induites par le modèle de Cox.

La figure 2.6 page suivante présente le résultat du test pour un fil de verre Vetrotex (VET-RO-ARG-2400-01-03) noyé dans une matrice cimentaire fine commercialisée sous la dénomination PZ-0899-01 (les grains sont inférieurs

à 0.6 mm) (Hegger *et al.*, 2006). Nous pouvons remarquer que la perte d'adhésion, pour un glissement de l'ordre de 0.0004 mm , n'entraîne qu'une faible diminution de la contrainte de liaison, ce qui signifie que le transfert de contraintes par friction est régulier.

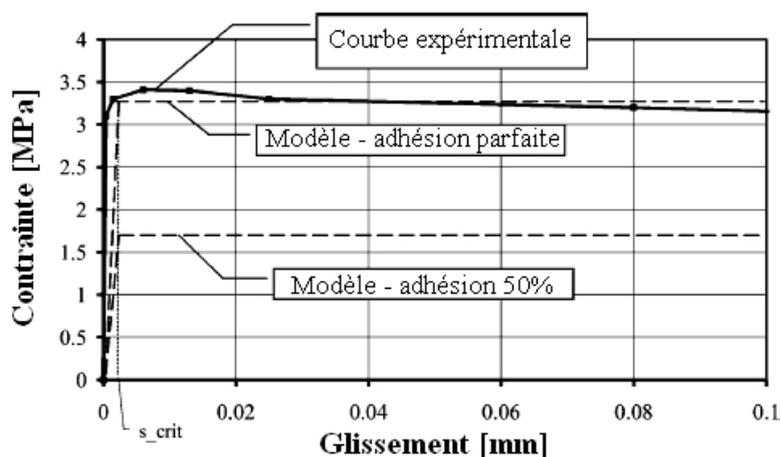


FIG. 2.6 – Comportement d'un mono-filament noyé dans une matrice cimentaire (Hegger *et al.*, 2006)

2.3.2 Mécanismes de liaison à l'interface filament/matrice

Jesse (Jesse, 2005) a effectué de nombreuses investigations optiques afin d'observer la zone d'imprégnation d'un textile dans une matrice cimentaire. Ces études ont montré qu'une partie de la mèche est correctement imprégnée de matrice. Les filaments extérieurs ou périphériques bénéficient d'une meilleure adhérence avec la matrice, tandis que les filaments internes ne sont pas efficacement imprégnés par la matrice (voir figure 2.7 page suivante). Seuls quelques filaments ont un comportement identique à celui du mono-filament parfaitement encastré.

Les caractéristiques rhéologiques de la matrice, le diamètre des filaments et le type de textile vont donc influencer la liaison fil/matrice. Des fibres de petit diamètre entraînent de faibles espaces entre les filaments ce qui limite la pénétration de la matrice (Hegger *et al.*, 2006). Le fait d'avoir une non-homogénéisation de la pénétration de la matrice au sein des fils implique des caractéristiques mécaniques différentes sur chaque filament. Les fibres extérieures, correctement ancrées dans la matrice, bénéficient d'une longueur de

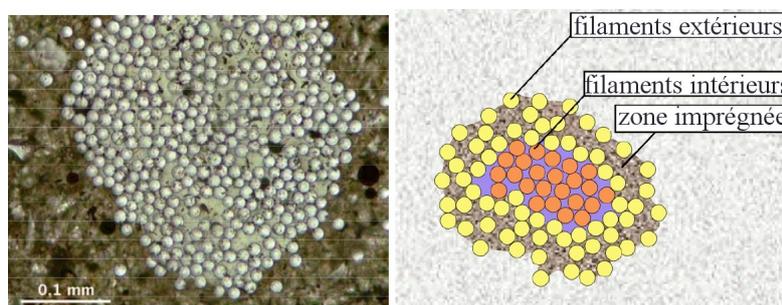


FIG. 2.7 – imprégnation de la matrice céramique au sein d’une fibre de verre (Jesse, 2005)

transfert plus courte que les fibres intérieures (Krüger, 2004). La longueur de transfert correspond à la dimension minimale d’ancrage d’une fibre dans la matrice. Cette longueur doit permettre la mise en tension de la fibre, équilibrée par frottement avec la matrice. Quand une fissure apparaît, la distribution des contraintes dans le fil n’est pas uniforme (Kakemi *et al.*, 1996).

Dans le cas où l’imprégnation des filaments internes n’est pas parfaite, ils peuvent glisser indépendamment des filaments externes (voir figure 2.7). Ceci apporte une pseudo ductilité au fil lors du chargement, au détriment de la force maximale admissible. Le glissement progressif des fibres internes va induire un état de contraintes différent sur chaque fibre et donc une succession de rupture.

Plusieurs approches différentes sont proposées dans la littérature pour prendre en compte les différents modes d’interactions des filaments à l’intérieur de différentes structures de fils ou de mèches :

- ⇒ Le modèle le plus simple consiste à idéaliser le système en un monofilament homogène et élastique linéaire ("One cylinder model") (Zastrau *et al.*, 2003). Ce modèle a été amélioré par Richter (Richter, 2005) en proposant la prise en compte d’une loi de comportement non linéaire (figure 2.8 page suivante).
- ⇒ Un modèle plus ancien consiste à modéliser le fil par une succession de deux anneaux différents (Ohno & Hannant, 1994). Cette modélisation ne prend pas en compte la rupture fragile du matériau. Ce modèle simplifie à l’excès la réalité (Banholzer, 2004) (figure 2.8 page suivante).

⇒ Un troisième modèle, "Segment model", initialement proposé par Sejnoha et Zeman (Sejnoha & Zeman, 2002) fait intervenir un découpage du fil en éléments unitaires périodiques ("Periodic Unit Cells" PUC) contenant "n" filaments statistiquement équivalents à la microstructure originelle. La liaison fil/matrice est supposée parfaite et le modèle ne prend pas en compte les divers mécanismes d'endommagement tels que le délaminage ou la rupture des filaments par sur-contraintes locales de traction (figure 2.8c).

⇒ Le "Lamina model" (Beyerlein & Phoenix, 1997) se base sur une idée introduite dès 1961 par Hedgepeth (Hedgepeth, 1961). Le modèle tient compte de la rupture du filament, du délaminage fil/matrice et de la plasticité de la matrice. Ces éléments sont sollicités en traction tandis que les efforts de cisaillement sont repris par la matrice. Nous pouvons noter que l'inconvénient de cette méthode porte sur l'inexistence de transfert de charge entre la matrice et le fil. Les efforts de traction doivent donc impérativement être appliqués directement sur les filaments (figure 2.8d).

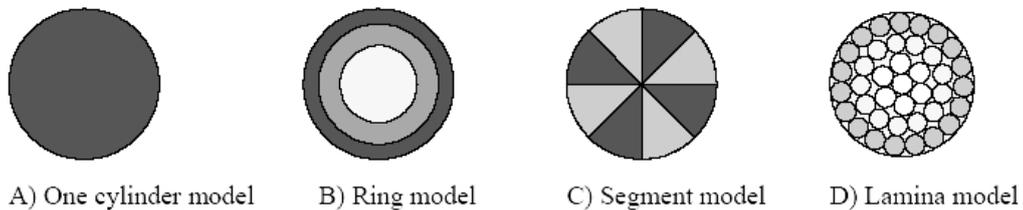


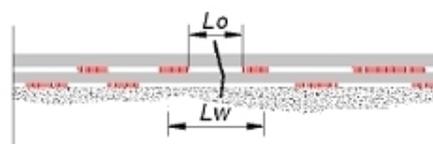
FIG. 2.8 – Modèles de schématisation d'un fil noyé dans une matrice (Zastrau *et al.*, 2003) (Richter, 2005) (Ohno & Hannant, 1994) (Sejnoha & Zeman, 2002) (Beyerlein & Phoenix, 1997)

2.3.3 Modèles mécaniques associés

"Adhesive cross-linkage model"

Schorn (Schorn, 2003) propose le modèle "Adhesive cross-linkage" en se basant sur des observations microscopiques (SEM) des interphases. Les observations mettent en avant le fait que des particules provenant du processus d'hydratation de la matrice sont responsables des liaisons. Le modèle permet

une prédiction numérique de la distribution des contraintes calculée par l'ouverture des fissures et les longueurs de déformations. La figure 2.9 présente la longueur de déformation en fonction de la qualité de la liaison.



L_0 = longueur de déformation

L_w = longueur efficace

FIG. 2.9 – Définition des longueurs de déformation et des longueurs efficaces (Schorn, 2003)

Le nombre de liaison décroît au fur et à mesure de l'approche du cœur du fil. La longueur de déformation du filament est dépendante de la position qu'il occupe dans le fil. Au centre du fil, un grand nombre de liaisons sont manquantes. L'augmentation de l'ouverture de la fissure va entraîner simultanément deux processus : la rupture de quelques filaments due à un excès de contraintes et la déformation des filaments internes. Les filaments externes, avec la longueur efficace la plus courte, vont commencer à se rompre, entraînant la rupture successive des filaments de longueur efficace de plus en plus grande (Schorn, 2003).

Yarn-Matrix-Bond model

Banholzer (Banholzer, 2004) a mis au point un modèle analytique pour décrire la réponse en charge/déplacement grâce à une procédure expérimentale basée sur des tests "pull out", "FILT" et "Confocal Laser Scanning Microscopy". Ce modèle est similaire au modèle Adhesive cross-linkage à l'exception du processus d'endommagement. En effet, le modèle YMB ne considère pas de liaisons filament/matrice fixes, ce qui permet le délaminage. De plus, le modèle se base sur la prédominance de la relation cohésion/glisserment sur la relation filament/matrice.

Néanmoins, nous pouvons mettre en évidence le fait que ce modèle bute sur certains paramètres géométriques microstructuraux. Tout d'abord, le fil est idéalisé en une multitude de filaments appartenant à plusieurs groupes

différents en fonction de la pénétration de la matrice. L'hypothèse de la pénétration circulaire uniforme de la matrice est avancée. De plus, chaque tronçon du fil de longueur $L_{v,x}$ en cohésion avec la matrice est ramené à une longueur arbitraire $L_v = \sum L_{v,x}$ (figure 2.10).

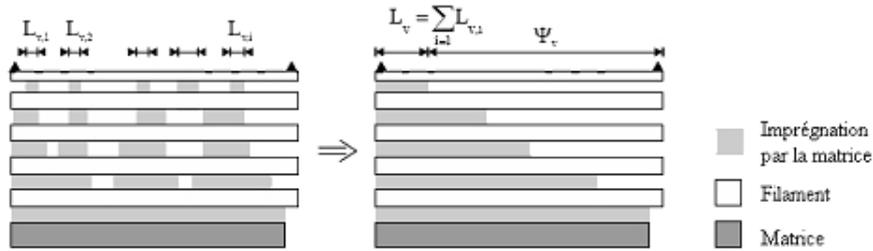


FIG. 2.10 – Idéalisation de la microstructure, paramètres géométriques (Banholzer, 2004)

Les difficultés de pénétration de la matrice au cœur même du fil vont engendrer la ruine progressive des filaments au fur et à mesure de l'augmentation de la charge appliquée (voir figure 2.11). Des études réalisées sur le comportement de fil au sein d'une matrice cimentaire (Banholzer, 2004) (Banholzer *et al.*, 2006) montrent que peu de filaments atteignent leur niveau de chargement maximum. Les auteurs expliquent ceci par l'endommagement des fibres par abrasion lors du test "pull out".

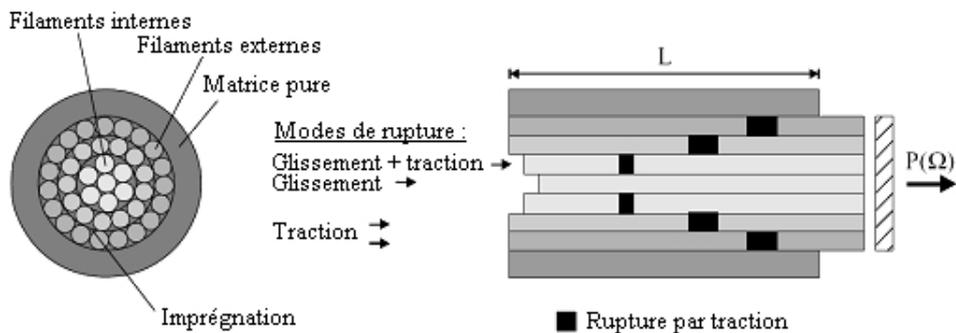


FIG. 2.11 – Mécanismes de ruine d'un fil composé de multi-filaments (Banholzer, 2004)

Un modèle plus avancé (Hegger *et al.* , 2006), proposé initialement par Konrad et Chudoba (Konrad & Chudoba, 2004), consiste dans le perfectionnement des deux modèles précédents. Le modèle *Bond Layer* tient compte de la qualité des liaisons tout en conservant la possibilité de délaminage du matériau. De plus, ce modèle prend en considération les phénomènes d'ondulation des filaments de longueur efficace libre (Konrad *et al.* , 2006).

Modèle de cohésion par discrétisation 3D

L'utilisation d'éléments discrets pour déterminer numériquement les propriétés de liaison est envisagée (Chandra *et al.* , 2003) (Wongsto & Li, 2005). Le modèle, initialement proposé par Ožbolt (Ozbolt *et al.* , 2002), fait intervenir des éléments finis tridimensionnels (Krüger *et al.* , 2002). La discrétisation de la matrice est réalisée grâce à des éléments volumiques en suivant le modèle d'Ožbolt (Ozbolt *et al.* , 2001). La cohésion entre la matrice et les filaments est représentée par des éléments de liaison sans épaisseur (voir figure 2.12).

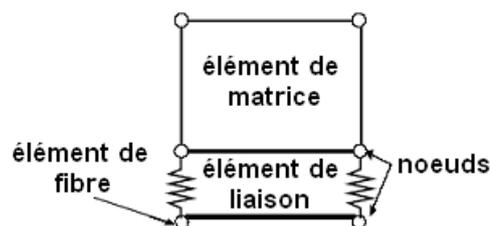


FIG. 2.12 – Discrétisation de la matrice, des fils et de l'interface (Ozbolt *et al.* , 2001)

Un seul degré de liberté est autorisé dans la direction parallèle aux fibres. Les contraintes perpendiculaires à la direction des fibres sont également générées. La matrice cimentaire est considérée homogène. Les connections entre les différents éléments sont réalisées au niveau des nœuds. Le système ainsi mis en place présente une géométrie relativement simple mais autorise des non linéarités dans la limite de résistance de la matrice et de l'armature textile (Häußler-Combe & Hartig, 2007).

Une première étude de problèmes en 2D est réalisée. Deux phénomènes dirigent la liaison filament/matrice : l'interaction mécanique et les phénomènes de friction. La littérature est relativement riche en analyses des liai-

sons à l'interface béton/acier (Eligehausen *et al.* , 1983) (Malvar, 1992), et une correspondance matrice/filament est aisément possible (Lowes *et al.* , 2002).

2.3.4 Influence du procédé de transformation

Peled a mené de nombreuses investigations (Peled & Bentur, 2003) (Peled *et al.* , 2004) (Peled & Mobasher, 2005) (Peled & Mobasher, 2006) (Peled *et al.* , 2006) sur l'influence du procédé de transformation sur le comportement des composites. Des essais de type "pull out" ont été réalisés sur des composites à fibres de renfort en verre et matrice cimentaire transformés par pultrusion et moulage au contact. Habituellement, la pultrusion entraîne une meilleure cohésion entre les fibres et la matrice en raison de l'absence de rouleaux imprégnateurs qui viennent endommager la surface du renfort (Mobasher *et al.* , 2005). Les résultats de ces essais sont présentés en figure 2.13.

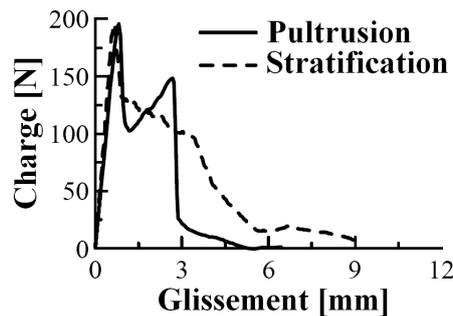


FIG. 2.13 – Réponse en glissement/charge de composites pultrudés et moulés (Peled & Mobasher, 2006)

La réponse en glissement/charge des composites moulés au contact est identique à celle des composites pultrudés dans la zone élastique du comportement. En revanche, on peut noter une forte différence dans la zone post-pic. Le composite pultrudé montre un deuxième pic de résistance suivi d'une chute brutale à l'interface fibre/matrice. Le composite moulé montre une réduction progressive de la résistance au glissement.

Une analyse micrographique de la zone interphasiale met en avant le rôle de l'ensimage. Les fibres de verre sont ensimées à la sortie de la production de manière à améliorer la cohésion inter-filamentaires et limiter l'endommagement chimique et mécanique des fibres seules. En conséquence, la liaison

des filaments avec la matrice est de deux types :

- ⇒ interaction à l'échelle macromoléculaire entre les composants (ensilage /matrice),
- ⇒ ancrage physico-mécanique entre la matrice et le filament en fonction de la configuration géométrique des éléments en présence (filament/matrice/vide).

La pultrusion n'entraîne donc pas d'amélioration de la résistance à l'interface fibre/matrice par pénétration de la matrice au sein des fibres. En revanche, l'ébulleur utilisé lors du moulage au contact limite l'imprégnation des fibres. Lors de la pultrusion, les fibres sont imprégnées indépendamment, puis regroupées en mèches dont on force à nouveau l'imprégnation (voir principe de pultrusion au chapitre 3).

2.4 Approche mésoscopique

La figure 2.14 présente des micrographies de systèmes composites à l'échelle mésoscopique. On peut voir sur ces images la structure du matériau composé de fils et de la matrice.

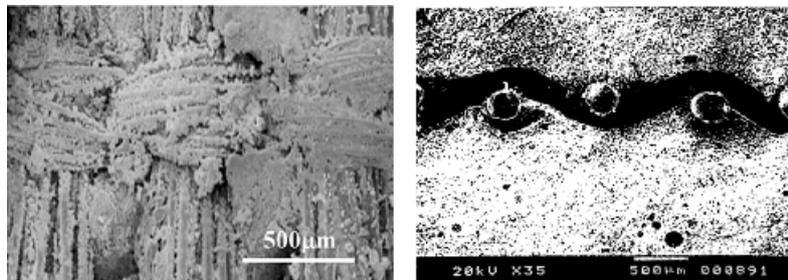


FIG. 2.14 – Structuration mésoscopique de systèmes composites à matrice cimentaire et renfort textile

Les modèles basés sur la micromécanique des composites prennent en considération la structure du matériau au travers de différents paramètres : l'arrangement des fibres, le taux de renfort, la longueur et l'orientation des fils. L'influence de ces paramètres est jugée, ainsi que l'effet du traitement de surface et des propriétés géométriques des fils et textiles. On peut également mettre en valeur la transversalité des paramètres. Certains paramètres de l'échelle microscopique ont une répercussion significative sur le comportement à l'échelle mésoscopique. Nous pouvons par exemple citer le cas du

diamètre des fils et de la localisation de la contrainte de cisaillement à l'interface fibre/matrice. La figure 2.15 met en évidence la difficulté d'approcher ces phénomènes à l'échelle microscopique.

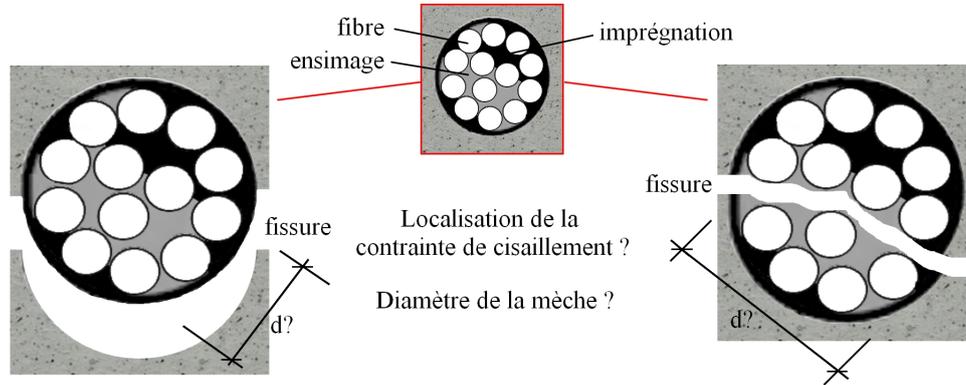


FIG. 2.15 – Localisation de la contrainte de cisaillement et du diamètre de la mèche

2.4.1 Arrangement des fils

La microstructure des systèmes composites présente une distribution non homogène des fibres. Des variations locales de la fraction volumique du renfort sont visibles en figure 2.14 page précédente. Afin d'évaluer les propriétés du composite, il faut simplifier toutes ces hétérogénéités. A ces fins, on idéalise le matériau en simplifiant la microstructure à l'aide d'arrangements périodiques tels que ceux décrit en figure 2.16 page suivante.

Les fractions volumiques maximales sont donc induites par la microstructure du composite. Elles sont exprimées par les formules suivantes (Moussole, 1997) :

$$\text{Arrangement hexagonal : } V_f = \frac{\pi}{4} \left(\frac{d}{S} \right)^2 \quad (2.1)$$

$$\text{Arrangement carré : } V_f = \frac{\pi}{2\sqrt{3}} \left(\frac{d}{R} \right)^2 \quad (2.2)$$

$$(2.3)$$

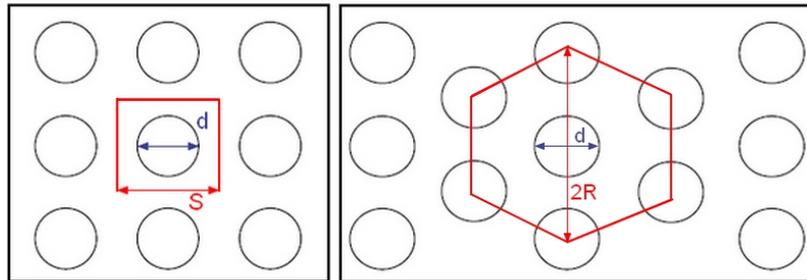


FIG. 2.16 – Schéma d'identification de la structuration périodique d'organisation des fibres dans la section d'un composite (Moussole, 1997)

2.4.2 Influence de la géométrie des fils

Un fil ou une mèche est constitué par des milliers de filaments torsadés, contrairement à une mèche dont les filaments sont linéaires. La torsion des filaments vient créer des non linéarités géométriques à la surface du fil, augmentant la possibilité d'un ancrage mécanique avec la matrice (Peled & Bentur, 2000). La figure 2.17 est une micrographie d'un fil noyé dans une matrice cimentaire.

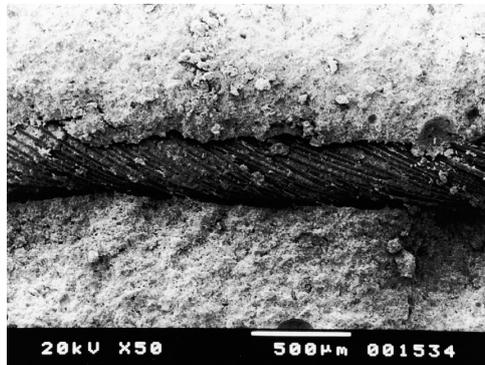


FIG. 2.17 – Micrographie d'un fil multi-filaments torsadés

Nous pouvons observer les défauts présents à la surface du fil. Ces irrégularités vont agir de la même manière que les aspérités présentes à la surface d'une barre d'acier HA. Le transfert de charge entre la matrice et le fil va donc être augmenté par la présence de ces non linéarités géométriques.

A l'échelle des fils, plusieurs études ont démontré l'influence de la géométrie et de la densité des mèches dans une armature textile. Ainsi, Peled (Peled *et al.* , 1998) (Peled *et al.* , 1997) conclut que l'augmentation du diamètre de la mèche ne modifie pas la longueur de transfert de charge de l'armature. Molter (Molter, 2001) a étudié l'influence substantielle de l'épaisseur du fil sur le comportement mécanique du composite. Les auteurs ont alors mené des essais sur des matériaux à base de fibres de verre. Ils concluent que la force ultime du composite décroît avec l'augmentation du diamètre du fil. Ceci peut être expliqué grâce au modèle d'Ohno et Hannant (Ohno & Hannant, 1994) qui consiste à diviser le fil en deux parties : les filaments internes et les filaments externes. Les filaments intérieurs ne sont pas en contact direct avec la matrice ce qui entraîne une cohésion insuffisante. De ce fait, ces derniers ne seront pas sollicités efficacement.

2.4.3 Taux de renfort

Idéalement parlant, la plupart des fils de sens chaîne et de sens trame présente des portions rectilignes. Les fractions volumiques en fibres dans le sens chaîne "c" et dans le sens trame "t" sont données respectivement par les formules suivantes (Cox & Dadkhah, 1995) :

$$V_c = \frac{c \cdot n_c}{l_c \cdot \rho_f \cdot e} \quad (2.4)$$

$$V_t = \frac{t \cdot n_t}{l_t \cdot \rho_f \cdot e} \quad (2.5)$$

avec e représente l'épaisseur du composite,
 n_c le nombre de couche,
 l les longueurs de fils par unité de masse et
 ρ_f la densité des fibres.

Hegger et Voss (Hegger *et al.* , 2005) ont étudié l'influence du taux de renfort sur les résistances ultimes des composites à matrice minérale. Des éprouvettes à matrice cimentaire fine (grains inférieurs à 0.6 mm) et textile en fibres de verres AR de chez *Saint Gobain Vetrotex* (MAG-07-03, 2 400 tex) ont été réalisées en flexion. Les auteurs ont montré que le niveau de chargement du matériau ne change pas avec l'augmentation du taux de renfort. Un plus grand taux de renfort conduit à une fissuration plus dense qui découle de l'augmentation des contraintes tangentielles appliquées sur la mèche (voir figure 2.18 page suivante).

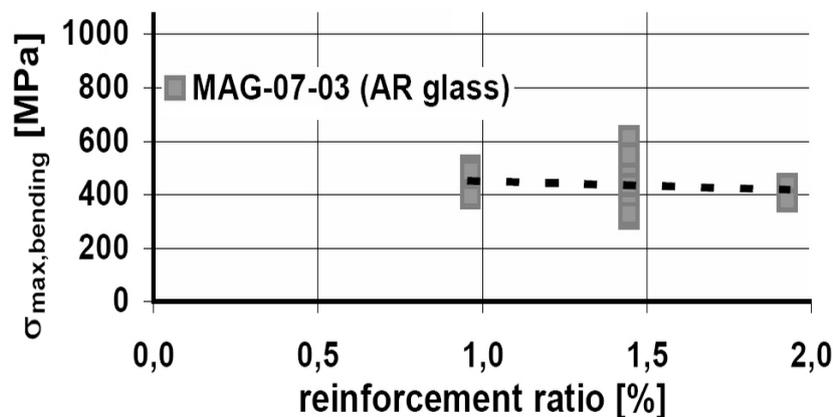


FIG. 2.18 – Influence du taux de renfort sur la capacité de chargement (Hegger *et al.* , 2005)

2.4.4 Modèle Aveston – Cooper – Kelly (ACK)

Le modèle ACK (Aveston *et al.* , 1971) est un des premiers modèles utilisés pour décrire la loi de comportement d'un composite fibres/ciment en traction. Ce modèle se base sur une simplification des différents phénomènes qui agissent au sein du matériau. Lorsque la fissuration prend place, il y a décohésion à l'interface fibre/matrice et le transfert de charge est réalisé uniquement par friction, avec un effort de cisaillement constant à l'interface (Curtin *et al.* , 1998) (Chiang, 2001). La figure 2.19 page suivante renseigne sur l'allure du comportement en traction d'un composite fibres/matrice minérale. Ce modèle est également utilisé pour décrire le comportement d'un composite à base CPI (Bolster, 2007).

Ce modèle a été mis en place pour déterminer les trois phases de comportement du composite à fibres unidirectionnelles, dans le cas d'un chargement parallèle aux fibres. La zone I représente le comportement linéaire élastique non fissuré, la zone II constitue la zone d'amorçage et de propagation des fissures et enfin, la zone III décrit le comportement fissuré du matériau. La différence entre la théorie et l'expérimental se situe au niveau de la deuxième zone. La formation de fissures n'intervient pas pour un niveau de contrainte constant, mais de manière régulière pour un niveau de contrainte inférieur à celui correspondant à la fissuration de la matrice. Ceci peut s'expliquer par la complexité des multiples phénomènes intervenant dans le comportement global du composite.

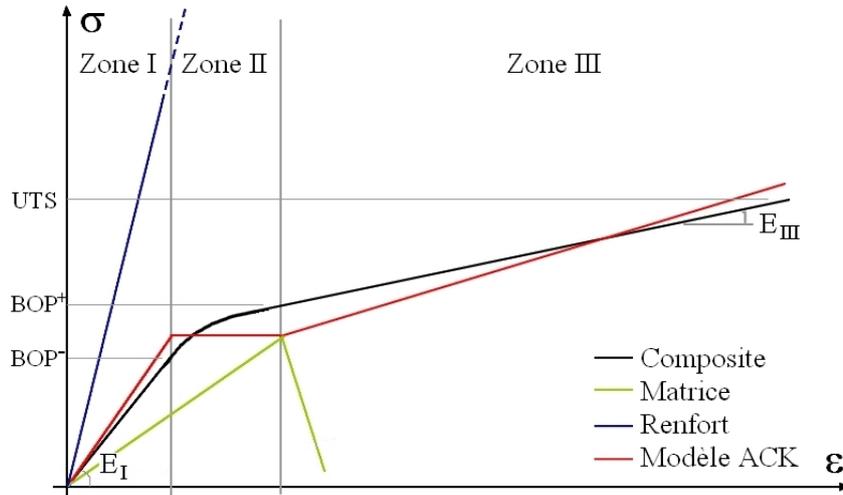


FIG. 2.19 – Comportement typique des composites à renfort unidirectionnel

Zone I : zone linéaire élastique, état non fissuré

Dans cette première zone, le comportement est linéaire élastique. On considère généralement une adhérence parfaite entre la matrice et les fibres. L'interface est supposée élastique. Sous ses hypothèses, le module d'élasticité du composite CPI est déterminé grâce à un calcul d'homogénéisation minoré par les coefficients η_θ et η_l :

$$E_{c1} = E_m \cdot V_m + \eta_\theta \cdot \eta_l \cdot E_f \cdot V_f \quad (2.6)$$

avec : E_{c1} le module élastique du composite dans la zone I
 E_f le module élastique des fibres
 E_m le module élastique de la matrice
 V_f le pourcentage volumique de fibres
 V_m le pourcentage volumique de matrice
 η_θ le coefficient d'orientation des fibres (voir §2.4.5)
 η_l le coefficient de longueur des fibres (voir §2.4.6)

Zone II : zone de transition - début de la fissuration

Cette deuxième phase est définie par les points BOP^- et BOP^+ (*Bend Over Point*), et caractérisée par l'apparition des fissures et leur propagation.

Les caractéristiques de liaison entre la fibre et la matrice sont à l'origine de cette dégradation. La fissuration commence dès que la contrainte σ_{mu} est atteinte, contrainte correspondante à la contrainte ultime de la matrice. La contrainte atteinte par le composite est donnée par l'équation 2.7 (Cuypers & Wastiels, 2005).

$$\sigma_{mc} = \frac{E_{c1} \cdot \sigma_{mu}}{E_m} \quad (2.7)$$

Zone III : zone de post - fissuration

Durant cette dernière étape, aucune nouvelle fissure n'apparaît. Les fissures existantes peuvent néanmoins s'accroître (Bolster, 2007). La défaillance de la matrice est désormais complète et seules les fibres vont pouvoir reprendre les efforts appliqués. On se rend compte sur la figure 2.19 page précédente d'un changement de module élastique du composite. Celui-ci est dorénavant induit uniquement par les fibres. En supposant le module élastique des fibres constant, l'évolution du module du composite peut s'expliquer par une variation du volume des fibres, due à la rupture précoce des filaments (Jesse, 2005) (Mobasher *et al.*, 2005).

$$E_{c3} = \eta_{\theta 3} \cdot \eta_{l3} \cdot E_f \cdot V_f \quad (2.8)$$

La ruine du système composite, définie par le point *UTS* (*Ultimate Tensile Strength*), est atteinte lorsque les fibres de pontage d'une fissure sont coupées ou arrachées.

2.4.5 Orientation des fils

De part leur structure moléculaire, les fibres de verre sont sensibles au cisaillement et à la flexion. L'orientation des fibres a une grande influence sur la capacité en chargement du composite (Mashima *et al.*, 1990) (Proctor, 1990) (Molter, 2005). Krenchel (Krenchel, 1964) a défini l'influence de l'orientation des fibres de la manière suivante :

$$\eta_{\theta} = \sum a_0 \cdot \cos^4 \theta \quad (2.9)$$

avec a_0 la proportion des fibres dans la direction θ

Une chute significative de la contrainte dans chaque fil est observée avec l'inclinaison des fibres. Trois phénomènes sont avancés par Hegger (Hegger *et al.*, 2005) afin de justifier la chute de performances, basée sur l'ouverture des fissures mesurées par photogrammétrie (voir figure 2.20) :

- ⇒ Des contraintes transversales et de flexion au niveau de la fissure, engendrées par l'inclinaison du fil par rapport à l'effort apparaissent.
- ⇒ Les filaments internes sont moins sollicités car ils ne sont pas exactement alignés avec la direction de la force reprise par les filaments externes.
- ⇒ Les contraintes transversales conduisent à améliorer particulièrement la cohésion entre les filaments internes sur une joue de l'ouverture. De l'autre côté, la cohésion chute (Jesse, 2004).

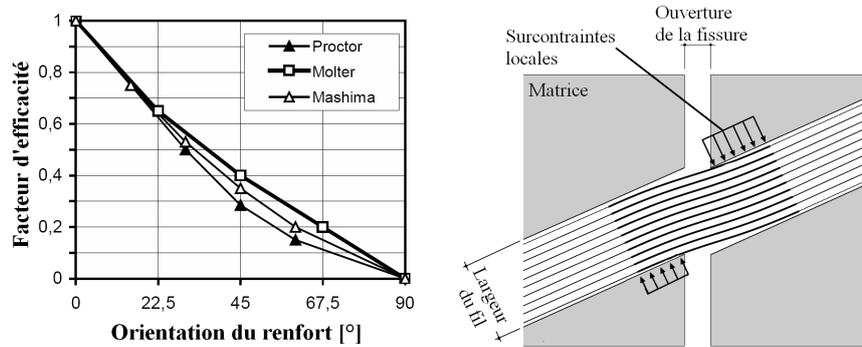


FIG. 2.20 – Influence de l'orientation des fibres et effets de l'inclinaison des fibres au niveau d'une fissure (Hegger *et al.*, 2005)

Le tableau 2.1 apporte un aperçu des valeurs théoriques prises pour le coefficient d'orientation des fibres dans le cas d'un composite renforcée par fibres courtes (comportement pré fissuré).

Coefficient	Valeur
η_θ	1/3 (Cox, 1952)
	$2/\pi$ (Naaman <i>et al.</i> , 1992)
	1/2 (Allen, 1971)
	3/8 (Krenhel, 1964)

TAB. 2.1 – Coefficients théoriques d'orientation des fibres courtes

2.4.6 Notion de longueur critique

Le coefficient de longueur des fibres dépend des mécanismes de transfert des efforts entre les fibres et la matrice. La longueur critique l_{cr} correspond à la longueur minimale de chaque fibre pour obtenir une contrainte maximale. La mise en tension des fibres se produit par le frottement entre les fibres et la matrice (transfert de charge). La longueur d'ancrage des fibres doit donc être suffisante pour permettre un fonctionnement optimum des fibres (figure 2.21).

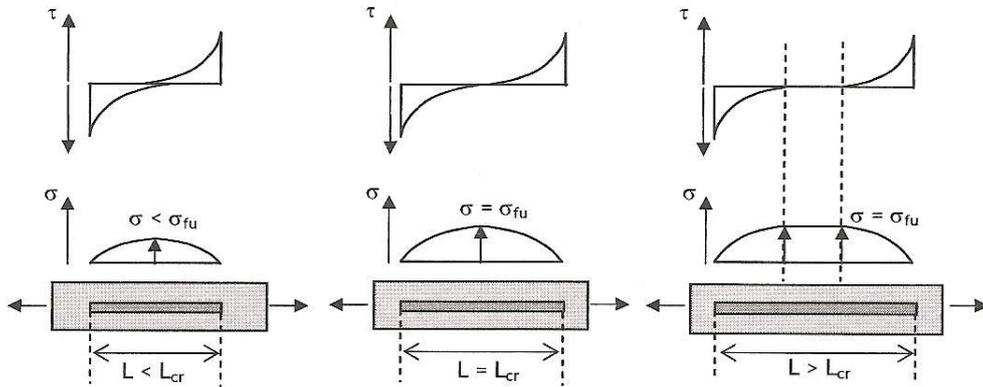


FIG. 2.21 – Notion de longueur critique (Bolster, 2007)

La longueur critique peut être trouvée à partir de l'équation d'équilibre des forces le long d'une fibre :

$$\left(\frac{\pi}{4} \cdot d_f^2\right) \cdot (\sigma_f + d\sigma_f) - \left(\frac{\pi}{4} \cdot d_f^2 \cdot \sigma_f\right) - \pi \cdot d_f \cdot dx \cdot \tau = 0 \quad (2.10)$$

avec d_f le rayon de la fibre

La contrainte σ_f varie linéairement. Les conditions limites définissent une contrainte nulle pour $x = 0$ et une contrainte maximale au milieu de la fibre σ_{fu} . La longueur critique s'exprime donc (Creasy & Tyson, 1965) :

$$l_{cr} = \frac{\sigma_f \cdot d_f}{2 \cdot \tau} \quad (2.11)$$

Cox (Cox, 1952) et Law (Law, 1971) indiquent que dans la zone de comportement élastique, le coefficient de longueur des fibres peut s'écrire de la manière suivante :

$$\eta_l = 1 - \frac{\tanh\left(\frac{\beta_1 \cdot L}{2}\right)}{\frac{\beta_1 \cdot L}{2}} \quad (2.12)$$

$$\beta_1 = \left(\frac{2 \cdot G_m}{E_f \cdot r^2 \cdot \ln\left(\frac{R}{r}\right)} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (2.13)$$

avec L la longueur des fibres
 G_m le module de cisaillement à l'interface
 r le rayon de la fibre
 R le rayon de la matrice autour des fibres

Wongsto et Li (Wongsto & Li, 2005) ont étudié les valeurs des rayons des fibres pour les arrangements carré et hexagonal :

$$\text{Arrangement hexagonal : } \ln\left(\frac{R}{r}\right) = \frac{1}{2} \ln\left(\frac{2\pi}{\sqrt{3}V_f}\right) \quad (2.14)$$

$$\text{Arrangement carré : } \ln\left(\frac{R}{r}\right) = \frac{1}{2} \ln\left(\frac{\pi}{V_f}\right) \quad (2.15)$$

Dans la zone post fissurée, Cuypers (Cuypers, 2002) propose l'utilisation d'un coefficient de longueur des fibres défini comme suit :

$$\eta_{l3} = \frac{L - \delta_f}{L} = \frac{L - \frac{\sigma_{mu} \cdot r \cdot V_m}{2 \cdot \tau_0 \cdot V_f}}{L} \quad (2.16)$$

avec σ_{mu} la contrainte de traction de la matrice
 τ_0 la contrainte de frottement à l'interface

Le tableau 2.2 page suivante résume les valeurs des coefficients d'orientation de longueur η_l des fibres définies par différents auteurs, dans le cas d'un renfort 2D (comportement pré-fissuré).

2.4.7 Modèle stochastique

Selon certains auteurs (Curtin, 1999), la limitation principale du modèle ACK vient du fait qu'il ne prend pas en considération la nature stochastique

η_l	0.99912 (arr. carré) (Bolster, 2007)
	0.99926 (arr. hexagonal)(Bolster, 2007)

TAB. 2.2 – Coefficients théoriques pour les composites à matrice minérale renforcée par fibres courtes (50 mm) et disposées aléatoirement

de la résistance de la matrice. Le modèle ACK fait également l'impasse sur le caractère imparfait de la liaison fil/matrice, le mauvais alignement des fibres unidirectionnelles ou encore sur l'inclusion de bulles d'air.

Cuypers (Cuypers *et al.* , 2006b) met au point un modèle stochastique qui intègre le caractère progressif de l'endommagement dû à l'apparition et la propagation des fissures des systèmes composites à matrice minérale CPI. En effet, la ruine de la matrice n'est pas aussi brutale que la théorie ACK le laisse supposer. Le modèle stochastique tient compte l'hétérogénéité de la matrice pour réduire progressivement son influence dans la résistance du composite.

La rupture de la matrice est prévue de manière statistique grâce à une fonction cumulative Weibull à deux paramètres, qui peuvent être évalués à partir d'essai de flexion sur la matrice pure. Le caractère stochastique provient du fait que la méthode se base sur un critère d'espacement moyen entre fissures x , défini comme suit

$$x = X \cdot \left[1 - \exp \left(- \frac{\sigma_c}{\sigma_{Rc}} \right)^m \right]^{-1} \quad (2.17)$$

avec : X l'espacement final entre fissure¹
 σ_{Rc} la contrainte à la rupture pour un essai de flexion sur une éprouvette de matrice pure,
 σ_c la contrainte dans le composite,
 m le second paramètre de la fonction Weibull
 $m = 9.3$ pour une matrice pure,
défini la largeur de distribution des efforts.

La longueur de transfert δ dépend également de la contrainte dans le composite. Elle est évaluée en réalisant l'équilibre mécanique le long de l'axe longitudinal.

¹ $X = 1.3378\delta$ selon (Widom, 1966)

$$\delta = \frac{V_m \cdot r \cdot \sigma_m^{ff}}{V_f \cdot 2 \cdot \tau} \quad (2.18)$$

avec : r le rayon de la fibre
 τ la contrainte de cisaillement à l'interface

La contrainte dans la matrice à une distance de la fissure théoriquement infinie s'exprime grâce à l'équation 2.7 page 45. On peut considérer cette contrainte comme une valeur déterministe égale à σ_{mu} :

$$\sigma_m^{ff} = \frac{E_m \cdot \sigma_c}{E_{c1}} \quad (2.19)$$

$$\text{d'où } \delta = \frac{V_m \cdot r \cdot E_m \cdot \sigma_c}{V_f \cdot 2 \cdot \tau \cdot E_{c1}} \quad (2.20)$$

Les équations 2.19 et 2.20 sont toutes dépendantes de la contrainte dans la matrice. La figure 2.22 montre les niveaux de contraintes atteints par le fil et la matrice entre deux fissures lorsque la distance entre fissures est supérieure (a) et inférieure (b) à deux fois la longueur de transfert.

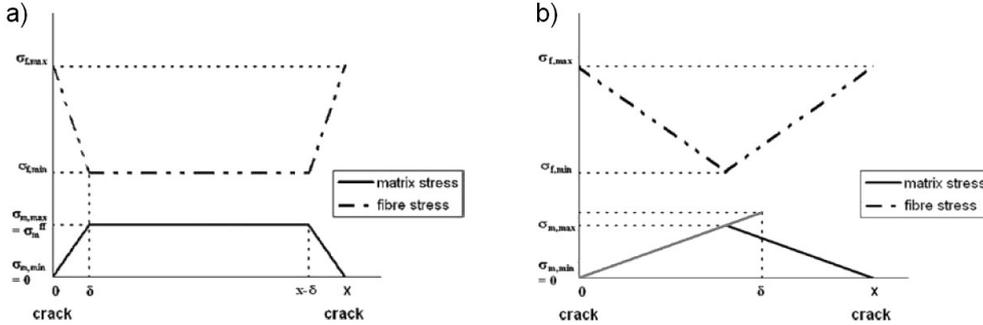


FIG. 2.22 – Contrainte dans la fibre et la matrice entre deux fissures

Par la suite, les contraintes minimale et maximale dans la fibre sont aisément déductibles :

$$\sigma_f = \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma_c}{V_f} + \frac{E_f \cdot \sigma_c}{E_{c1}} \right) \quad (2.21)$$

L'opération suivante consiste à faire la moyenne de la contrainte sur la longueur x :

$$\sigma_{f,x} = \frac{\sigma_c \cdot E_f}{E_{c1}} = \frac{\delta}{x} \frac{E_m \cdot V_m \cdot \sigma_c}{V_f \cdot E_{c1}} \quad (2.22)$$

En supposant la déformation du composite identique à celle de la fibre le long de x , on divise cette contrainte moyenne par le module d'élasticité des fibres pour obtenir la déformation moyenne des fibres :

$$\epsilon_c = \frac{\sigma_c}{E_{c1}} \left(1 + \frac{\alpha \cdot \delta}{E_f \cdot V_f} \right) \quad (2.23)$$

$$\text{avec } \alpha = \frac{E_m \cdot V_m}{E_f \cdot V_f}$$

En procédant de la même manière que précédemment, on peut donc déduire la déformation du composite dans le cas où la distance entre fissures x est inférieure à deux longueurs de transfert de la fibre :

$$\epsilon_c = \sigma_c \left(\frac{1}{E_f \cdot V_f} - \frac{\alpha \cdot x}{4 \cdot \delta \cdot E_{c1}} \right) \quad (2.24)$$

2.4.8 Modification de la loi de comportement en traction par renfort textile

L'utilisation de textiles orientés dans la direction principale des contraintes entraîne une augmentation de la performance mécanique des matériaux. De plus, l'utilisation de textiles faciles à positionner au sein de la matrice lors de la phase de production engendre un profit économique non négligeable. Ces composites sont regroupés sous la dénomination de TRC (*Textile Reinforced Concrete*). Le développement de ces nouveaux composites permet la réalisation d'éléments structuraux minces avec des résistances en traction et compression importantes.

Les TRC sont constitués d'une matrice cimentaire à grains fins et de tissus de renfort. Les textiles employés peuvent présenter de multiples directions de renfort. De plus, ils sont généralement réalisés en fibres de verre AR, et parfois en fibres de carbone ou d'aramide. Une grande palette d'armures textiles

est offerte, du renfort non-axial au renfort multi-axial, en fonction de chaque configuration de sollicitations. Bernd (Bernd *et al.*, 2000) présente un éventail relativement complet des possibilités de renforts textiles. La figure 2.23 regroupe les structures de renfort les plus utilisées.

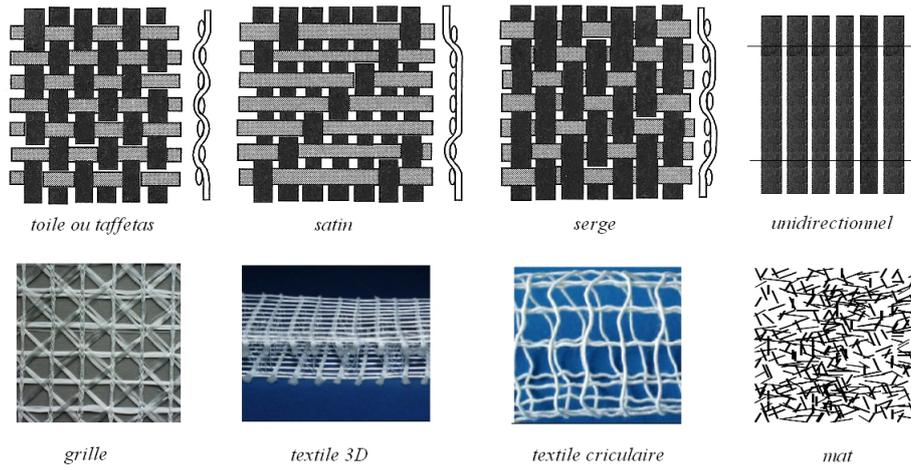


FIG. 2.23 – Quelques exemple d’armures de renfort

Divers paramètres géométriques des armatures textiles ont une influence sur le comportement mécanique du composite. Les propriétés du composite sont dirigées par la géométrie du renfort textile (Peled *et al.*, 2008). L’ancrage de l’armature textile dans la matrice est également réalisé par la géométrie du renfort. La taille des boucles va donc influencer la qualité de l’ancrage. La pénétration de la matrice dans les boucles formées par l’armature ainsi que la pénétration de la matrice entre les fils est visible sur les micrographies 2.24.

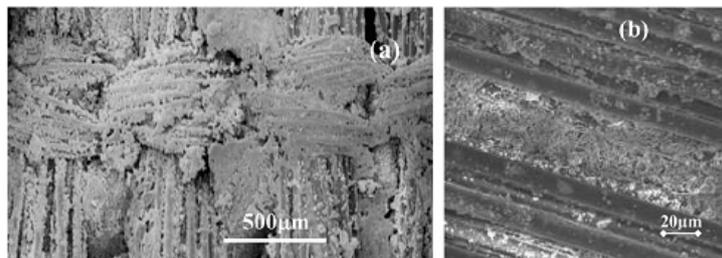


FIG. 2.24 – Pénétration de la matrice dans les boucles et entre les fils

Ainsi, des boucles plus larges impliquent un meilleur ancrage mécanique de l’armature dans la matrice. D’autre part, les fils du sens trame ont une

influence significative sur le comportement mécanique global et plus particulièrement sur la liaison fibre/matrice (Peled & Bentur, 2003). La figure 2.25 montre les facteurs d'efficacité de composites renforcés par diverses armatures textiles. L'efficacité du composite varie du simple au triple en fonction du choix du renfort. Lorsque l'armature présente des non linéarités, la liaison fibre/ciment est améliorée. Les géométries spécifiques peuvent augmenter l'ancrage de l'armature.

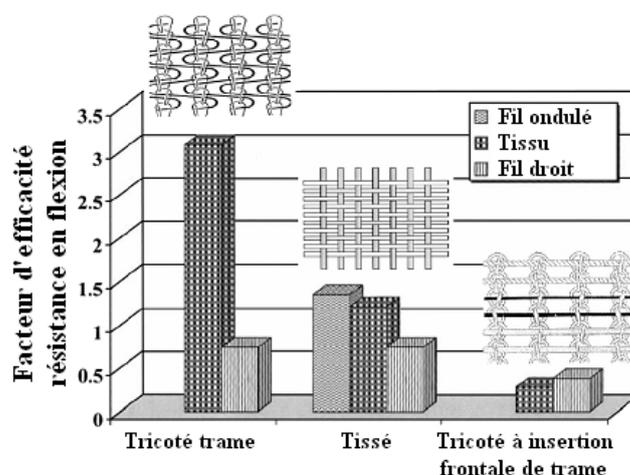


FIG. 2.25 – Facteur d'efficacité en flexion de différentes armatures

2.5 Approche macroscopique, à l'échelle de la structure

Les matériaux composites à matrice minérale ont fait leur apparition dans le secteur de la construction en tant qu'éléments de façade et éléments de protection environnementale dans des équipements de traitement des eaux usées et dans l'élaboration de murs antibruit. Aujourd'hui, ces nouveaux matériaux gagnent des domaines d'utilisation complètement nouveau. Des éléments de structure mince d'une épaisseur d'une dizaine de millimètres sont possibles, en raison de la bonne résistance à la corrosion des matériaux textiles (durabilité et prix). De plus, ces matrices à grains fins présentent une finition de haute qualité permettant des applications architecturales (avantage du moulage au contact). Les matériaux composites à matrice cimentaire et renfort textile (TRC) offrent un large éventail d'applications en tant que matériaux

de construction alternatifs (Hegger *et al.* , 2007) (Hegger *et al.* , 2006) (Jesse *et al.* , 2004) (Brameshuber & Brockmann, 2001).

La recherche bibliographique met en évidence le faible coût de la construction, la bonne résistance aux hautes températures et le bon comportement à long terme sous conditions environnementales particulières. La rigidité du composite, inférieure à celle des matériaux usuels, ne nuit pas au réalisme de la réalisation surtout que la possibilité de dimensionner avec des méthodes classiques semble persister (Roover *et al.* , 2003) (Roover *et al.* , 2003) (Gianopoulos *et al.* , 2003).

2.5.1 Exemples d'éléments structuraux utilisant les composites fibres/matrice minérale

Eléments de façade

La première application comme façade ventilée a été réalisée à l'occasion de l'extension de l'*Institute of Structural Concrete* de l'Université d'Aix-la-chapelle en Allemagne en 2002 (photo 2.26). La façade de 240 m^2 est entièrement recouverte de panneaux de $268.5 \times 32.5 \times 2.5\text{ cm}^3$ pour un poids de 57.5 kg/m^2 (Hegger *et al.* , 2007).



FIG. 2.26 – Façade de l'extension du hall d'essai de l'*Institute of Structural Concrete* de l'Université d'Aix-la-chapelle, Allemagne

Le dimensionnement de ces éléments composites se base sur les connaissances du *Collaborative Research Centre* (CRC) 532 d'Aix-la-chapelle. Les capacités de chargement sont confirmées par des séries d'essais de flexion 4-

points.

Les panneaux sont fixés à la structure grâce à un système d'agrafes. Des essais "pull out" ainsi que des essais de cisaillement sont réalisés afin de tester la résistance des fixations. Le système d'attaches peuvent reprendre un effort sept fois supérieur à celui induit par les conditions d'exploitation. Les premiers éléments de façade ont reçu l'approbation de l'inspection des bâtiments en Allemagne.

Eléments de protection environnementale

En raison de leur résistance vis-à-vis de la corrosion et des diverses attaques chimiques (acide sulfurique), les composites TRC sont employés dans la réalisation d'éléments utilisés dans le traitement décentralisé d'eaux usées. Le dimensionnement et les essais sont réalisés au *RWTH* d'Aix-la-chapelle (Hegger *et al.*, 2003). Les applications pratiques sont soutenues par la réalisation d'un prototype présenté en figure 2.27. Les parois ont une épaisseur de 40 mm, deux fois moins importante que celle d'un élément en béton armé.

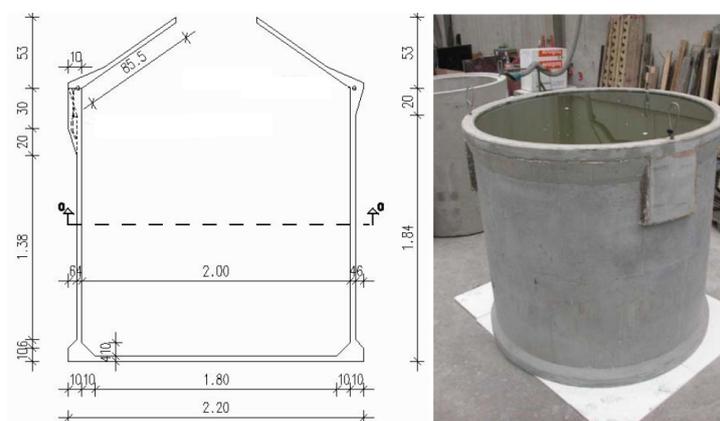


FIG. 2.27 – Prototype d'un élément de traitement décentralisé d'eaux usées

Des murs antibruit ont également été réalisés avec cette catégorie de matériau composite. Les photos 2.28 page suivante présente des réalisations de systèmes absorbants le bruit d'une autoroute.



FIG. 2.28 – a) Autoroute de liaison entre Paris et Amsterdam. b) Ponts près de l’aéroport de Düsseldorf, Allemagne

Éléments porteurs de structure

Des structures en forme d’arc ont également été réalisées à l’Université d’Aix-la-chapelle. Le premier prototype démontre l’ouvrabilité du matériau et les possibilités architecturales ainsi offertes. La structure est constituée par l’assemblage d’éléments rhombiques (photos 2.29). La portée ainsi obtenue est de 10 m pour une largeur de 1.8 m et une hauteur maximale de 3 m .



FIG. 2.29 – Structure par assemblage d’éléments rhombiques

Une étude a été menée afin de dimensionner une couverture en composite à matrice minérale. Les éléments en arc ont une portée de 7 m et une largeur de 1.5 m (photos 2.30 page suivante). L’épaisseur varie de 2.5 cm à 6 cm au niveau des contraintes les plus importantes. Un essai sur un élément

de 1.5 m de long semble confirmer le dimensionnement (Hegger & Voss, 2008).



FIG. 2.30 – Éléments de couverture

Réalisation d'une passerelle piétonne

De Roover (Roover *et al.* , 2003) (Roover *et al.* , 2002) propose la modélisation d'une passerelle piétonne composée d'un tablier en béton et d'une structure porteuse de type treillis en composite à matrice CPI et renfort en fibres de verres E. Cette structure est d'un assemblage facile et rapide par simple système de connections (voir figure 2.31).

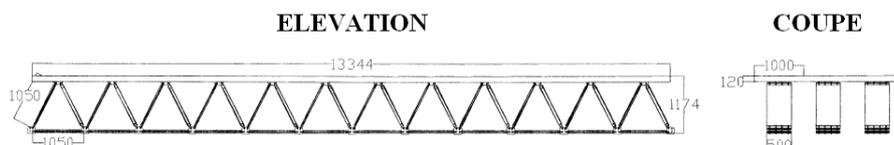
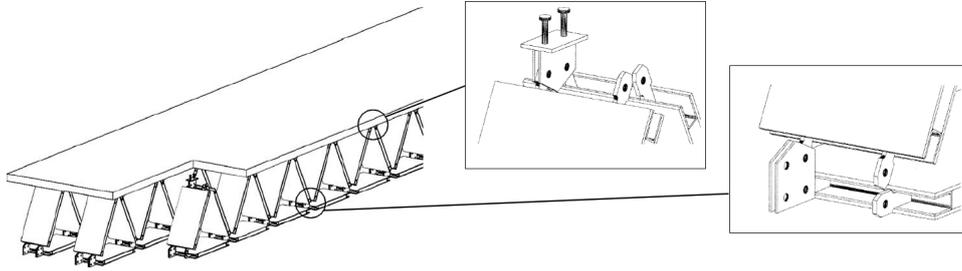


FIG. 2.31 – Elévation du prototype de passerelle piétonne (Roover *et al.* , 2003)

La structure treillis est composée de trois rangées de plaques composites d'une largeur de 0.5 m et d'une longueur de 1.05 m (Giannopoulos *et al.* , 2003). Les plaques, d'une épaisseur de 70 mm sont des panneaux sandwichs composé de deux parois en composites à matrice CPI et renfort en fibres de verre. Les éléments diagonaux sont renforcés par dix couches de textile de fibres dispersées (mat), les éléments en compression et en traction sont quant à eux renforcés par 29 couches de fibres unidirectionnelles (UD). Une couche de polystyrène expansé d'une épaisseur de 50 mm complète les panneaux.

FIG. 2.32 – Système de connections (Giannopoulos *et al.* , 2003)

Le tableau 2.3 résume les propriétés mécaniques des systèmes composites à renfort mat et UD utilisés pour la modélisation de la passerelle.

	CPI/mat	CPI/UD
Taux volumique de renfort [%]	11	15
Module de Young (zone non fissurée) [GPa]	12	24
Module de Young (zone fissurée) [GPa]	2.1	10.5
Déformation à la fissuration [%]	0.043	0.067
BOP [MPa]	5.1	16.1
UTS [MPa]	35	120

TAB. 2.3 – Propriétés mécaniques de composites fibres de verre/matrice CPI (Giannopoulos *et al.* , 2003)

Le tablier est réalisé en béton de classe C25/30 et les connexions en acier S355 (voir figure 2.32). Le calcul du module de Young sécant du béton en traction et en compression donne $30.5 GPa$. Le coefficient de Poisson est de 0.2. La finalité de ce projet réside dans l'utilisation d'une solution entièrement en composite CPI.

2.5.2 Analyse des modélisations développées pour décrire le comportement de ces structures

Différentes méthodes sont utilisées pour modéliser les comportements structuraux des applications citées précédemment. Ces méthodes se basent sur des constantes élastiques globales équivalentes couplées avec la Théorie des Poutres ou la Théorie des Coques.

- ⇒ Un modèle analytique basé sur le théorème de Castigliano est proposé par Roover (Roover *et al.* , 2003) afin de prédire les déplacements de la structure treillis en systèmes composites à matrice CPI. La distribution des efforts normaux est dépendante de la rigidité des éléments. Une méthode linéaire équivalente est considérée afin de déterminer les modules de Young de chaque élément.
- ⇒ Roover (Roover *et al.* , 2003) utilise un modèle analytique basé sur les principes de calcul des EuroCodes 1 à 4 afin de confirmer le dimensionnement de la passerelle piétonne. Les phénomènes de fatigue et variation de température des composites à matrice CPI font l'objet de recherches indépendantes. Les auteurs emploient de multiples coefficients de sécurité, utilisent une analyse dynamique à une fréquence de 10.5 Hz, et réalisent des calculs de goujons en cisaillement, en compression et en traction en fonction de l'EuroCode 4 et du bulletin 226 du CEB.
- ⇒ Giannopoulos (Giannopoulos *et al.* , 2003) propose une modélisation par éléments finis FEM (Ansys 5.7) afin d'approcher le comportement de la passerelle piétonne. L'analyse numérique, réalisée en utilisant une théorie simplifiée 2D réduit les coûts, le temps de calcul, le nombre d'éléments tout en prenant en compte la convergence de l'analyse et la précision des résultats. La structure, modélisée par des éléments Shell 64 à 4 nœuds de différentes tailles aboutit à une bonne corrélation avec l'expérience.

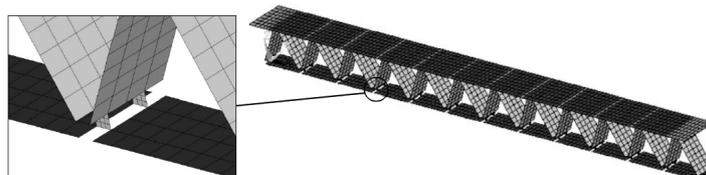


FIG. 2.33 – Modélisation numérique de la passerelle piétonne (Giannopoulos *et al.* , 2003)

Dans toutes ces études, la rupture des éléments de structure en composites fibres/matrice minérale est mal abordée. De plus, l'approche globale paraît trop simplifiée pour prédire la fiabilité et la durabilité de la structure au regard de l'ensemble des spécificités de comportement décrites aux diffé-

rentes échelles du matériaux (échelles micro et méso).

2.6 Conclusion

L'utilisation des matériaux composites est en pleine expansion dans le domaine du Génie Civil. Ils offrent une multitude d'avantages par rapport aux matériaux traditionnels tels que le béton armé ou l'acier. Les composites ont un rapport poids/performance des plus intéressants bien que présentant de multiples phénomènes d'endommagement induisant la ruine du matériau. L'enjeu se situe donc au niveau de l'approche des lois de comportement des composites. L'identification des paramètres et interactions aux différentes échelles reste essentielle.

Des mécanismes de ruine peuvent être observables à toutes les échelles d'analyse, de l'échelle nano à l'échelle macro :

- ⇒ A l'échelle nanoscopique, la cohésion à l'interface fibre/matrice dirige le transfert de charge entre la fibre et la matrice. La liaison est dépendante des propriétés physico-chimique et mécanique de l'interphase. Des techniques de caractérisation atomique, directes et indirectes, sont utilisées pour les systèmes composites à matrice polymère. Une analyse moléculaire à l'interphase d'un composite fibres de verre E/matrice CPI permettrait de connaître la nature de la liaison.
- ⇒ A l'échelle microscopique, le modèle de Cox montre la distribution des contraintes normales et tangentielles le long d'un filament. Les fils de verre sont constitués d'une multitude de filaments, des observations micrographiques montrent que la pénétration de la matrice minérale au sein des fils de verre n'est pas uniforme. Les modèles micromécaniques montrent que la mise en contrainte des filaments est donc dépendante de la position relative du filament au sein du fil. La liaison fil/matrice fait donc intervenir la notion de longueur de transfert de charge et de déplacement différentiel entre les filaments internes et externes. L'influence du procédé de transformation est également discutée.
- ⇒ La structure du système composite à matrice minérale peut être caractérisée par les paramètres suivants : arrangement des fibres, taux de renfort, longueur et orientation des fibres. Le modèle stochastique se base sur ces paramètres afin de prévoir le comportement de ces com-

posites en traction.

⇒ L'utilisation des composites à matrice CPI est récente dans le domaine du renforcement de structure (Contamine *et al.* , 2009) (Promis *et al.* , 2009b) et de la réalisation d'une ossature porteuse. Les premières applications structurales concernent les éléments de façade ou encore des éléments de protection environnementale tels que le traitement des eaux usées ou l'élaboration de murs antibruit. Les premières structures porteuses sous forme de structures en arc ou d'éléments de couverture sont actuellement en cours d'étude. La possibilité d'utiliser des méthodes de dimensionnement classiques telles que les éléments finis ou les modèles analytiques de type Castigliano fait l'objet d'études.

L'objectif de ce travail est d'étudier le comportement macroscopique d'éléments de structures en matériaux composites à matrice minérale et de développer une méthode de calcul prévisionnel. A ces fins, il est nécessaire d'évaluer les propriétés mécaniques de ces systèmes composites au travers d'essais de caractérisation. La partie suivante porte donc sur l'identification et la modélisation du comportement en rigidité et à la rupture de ces matériaux. Par ailleurs, l'influence du procédé de transformation sur certains paramètres, qui ont un rôle à différentes échelles sur le comportement global du matériau, est mis en évidence.

Deuxième partie

Caractérisation des matériaux

Chapitre 3

Formulations du composite fibres/matrice minérale

Sommaire

3.1	Introduction	66
3.2	La matrice minérale CPI	66
3.2.1	Formulation	66
3.2.2	Conditions de prise	68
3.2.3	Propriétés mécaniques	69
3.2.4	Résistance au feu	70
3.2.5	Durabilité	71
3.3	La fibre de renfort	73
3.3.1	Composition des fibres de verre	73
3.3.2	Propriétés mécaniques des fibres de verre	74
3.3.3	Les armures textiles utilisées	75
3.4	Technologies de transformation	79
3.4.1	Le moulage au contact	80
3.4.2	Procédés dérivés du principe de pultrusion	81
3.5	Conclusion	86

3.1 Introduction

Comme nous l'avons vu lors de la recherche bibliographique, les propriétés mécaniques des matériaux composites dépendent d'une multitude de facteurs, à différentes échelles. Dans ce chapitre, nous allons définir les caractéristiques des matériaux constituant le composite. Nous avons également vu que les propriétés du composite sont fortement dépendantes de la technologie de transformation mise en œuvre au travers du mouillage des fibres. Nous avons choisi d'utiliser différents procédés de transformation basés sur les principes de pultrusion et de stratification afin de juger de l'influence sur le mouillage des fibres.

3.2 La matrice minérale CPI

La Vubonite est un matériau résultant de la réaction entre une poudre composée de Wollastonite et une solution aqueuse (Wastiels, 1999). Le terme Vubonite est issu de la contraction de VUB (Vrije Universiteit Brussel) et Wollastonite. Elle a été développée par le département des Matériaux Et Mécanique de Construction (MEMC) sous l'impulsion des Professeurs Jan Wastiels et Georges Patfoort de la faculté des Sciences Appliquées de la VUB. Les brevets internationaux sur la Vubonite sont détenus par la VUB. L'université a donné une licence exclusive à Symbion, compagnie belge qui commercialise la Vubonite.

La Wollastonite est une pierre de contact, elle se forme lors de l'intrusion d'une poussée granitique dans la croûte terrestre. Il s'agit d'un inosilicate de calcium ($CaSiO_3$) brillant, blanc à gris, ou brun. La Wollastonite pure est composée à 48.3% de CaO et à 51.7% de SiO_2 . On la trouve rarement à l'état pur mais associée au manganèse, au magnésium, au fer et au strontium. Par ailleurs, elle est surtout présente au sein de gisements métamorphiques de contact entre des calcaires et des roches ignées (Dumont, 1996).

3.2.1 Formulation

Initialement, pour pallier l'acidité nuisible des matrices classiques, des ciments phosphatiques ont été développés pour permettre le couplage avec une fibre de verre E. La Vubonite, ciment phosphatique inorganique (CPI) combine la flexibilité de conception des résines avec les propriétés de résistance au feu de la céramique. La Vubonite résulte du mélange d'une poudre de silicate de calcium et d'une phase aqueuse. Le silicate de calcium réagit avec

les ions métalliques de l'acide phosphorique présent dans la phase aqueuse. Il se forme une matrice céramique dotée d'une structure réticulaire 3D. La Vubonite est composée de 82.5 doses en poids de poudre pour 100 doses en poids de phase liquide. Le tableau 3.1 apporte des précisions sur les composants de la Vubonite. Avant le durcissement, l'acide phosphorique (pH = 1) rend le matériau acide mais dès le début de la prise, la Vubonite devient neutre.

Vubonite powder	Composition chimique	Calcium méta silicate
	Concentration	> 98%
	Densité	2.9 g/ml
	pH	9.9
	Température de fusion	1 540 ⁰ C
	Solubilité dans l'eau	0.01g/100cc
	Formule	CaSiO ₃
Vubonite liquid	Acide Phosphorique	
	Teneur	entre 50 et 60%
	CAS-N ⁰	7664-38-2
	EC-N ⁰	231-633-2
	Index-N ⁰	015-011-00-6
	Classification-N ⁰	C ;R34
	Oxyde de Zinc	
	Teneur	entre 1 et 10%
	CAS-N ⁰	1314-13-2
	EC-N ⁰	215-222-5
	Index-N ⁰	030-013-00-7
	Classification-N ⁰	N ;R50-53

TAB. 3.1 – Composition chimico-physique de la Vubonite

La Vubonite appartient à la classe des Phosphates Céramiques Liés Chimiquement (CBPC). L'ouvrabilité relativement importante du matériau autorise divers processus de production industrielle. Le pH neutre permet le renfort par fibres de verre, aramide, carbone ou fibres naturelles. La Vubonite fait partie des matrices inorganiques non dangereuses car elle ne dégage aucun Composé Organique Volatile (COV).

3.2.2 Conditions de prise

Le durcissement de la matrice CPI est spontané à température ambiante. La réaction est exothermique. La maîtrise de la température permet de ralentir ou accélérer la vitesse de durcissement. Le graphique 3.1 présente la vitesse de durcissement de la matrice en conditions quasi adiabatiques.

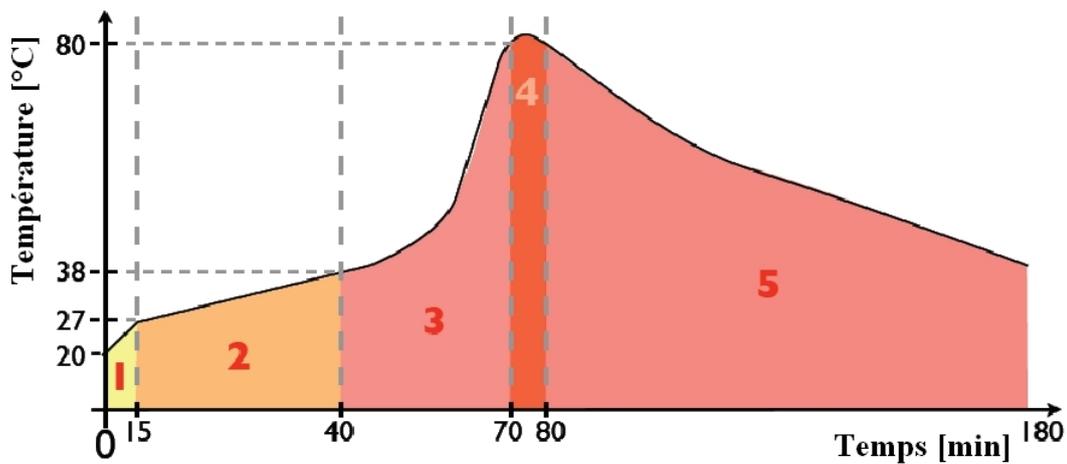


FIG. 3.1 – Temps de durcissement de la matrice CPI pour différentes températures

Les trois premières phases correspondent au malaxage, à la réaction exothermique et à une augmentation spontanée de la température, pouvant atteindre 80°C dans des conditions quasi-adiabatiques. Le temps de prise peut varier en fonction des paramètres de pression, de température ou par l'addition d'activateur et accélérateur.

La réaction exothermique ainsi que la faible conductivité thermique du liant phosphatique est responsable du pic de température mesuré lors du durcissement. La différence de gradient thermique entraîne des phénomènes d'expansion thermique différentielle. En raison de la faible résistance en traction de la matrice CPI pure, ces expansions différentielles conduisent à la fissuration des éprouvettes (Faignet, 1995).

3.2.3 Propriétés mécaniques

La Vubonite étant un matériau céramique et son comportement mécanique est de type fragile. Nous avons déterminé sa résistance à la rupture en traction et en compression suivant la norme française NF EN 196.1 : "Détermination des résistances des ciments". Cette norme impose des éprouvettes de dimensions parallélépipédiques $160 \times 40 \times 40 \text{ mm}^3$, dimensions réduisant de manière acceptable l'endommagement par le retrait de la Vubonite lors du coulage des échantillons. Neuf éprouvettes de matrice CPI pure ont permis de tester la Vubonite par des essais de flexion 3-points et de compression dont le tableau 3.2 récapitule ses principales propriétés mécaniques.

Densité sèche	1.63
Densité humide	1.9
Retrait de séchage [%]	0.25 à 0.5
Résistance à la compression [MPa]	60
Résistance à la traction [MPa]	10
Module d'élasticité longitudinal [GPa]	10^1
Module de cisaillement [MPa]	$3\ 850^2$
Coefficient de Poisson	0.30
Dilatation thermique [$10^{-6} /K$]	8.0

TAB. 3.2 – Propriétés mécaniques intrinsèques de la matrice CPI

Ces essais ont pour objectif de caractériser la matrice Vubonite pure et ne sont pas représentatifs du fonctionnement mécanique du matériau utilisé comme matrice dans une éprouvette composite mince. La figure 3.2 page suivante présente la loi de comportement de la matrice CPI pure en traction et compression.

¹Moyenne issue d'essais de caractérisation du matériau. La littérature propose l'utilisation d'une valeur supérieure, de l'ordre de 18 GPa (Bolster, 2007) (Cuypers, 2002)

²Valeur calculée sous l'hypothèse d'une matrice homogène et parfaitement élastique (Théorie de l'Elasticité) :

$$G_m = \frac{E_m}{2(1 + \nu_m)}$$

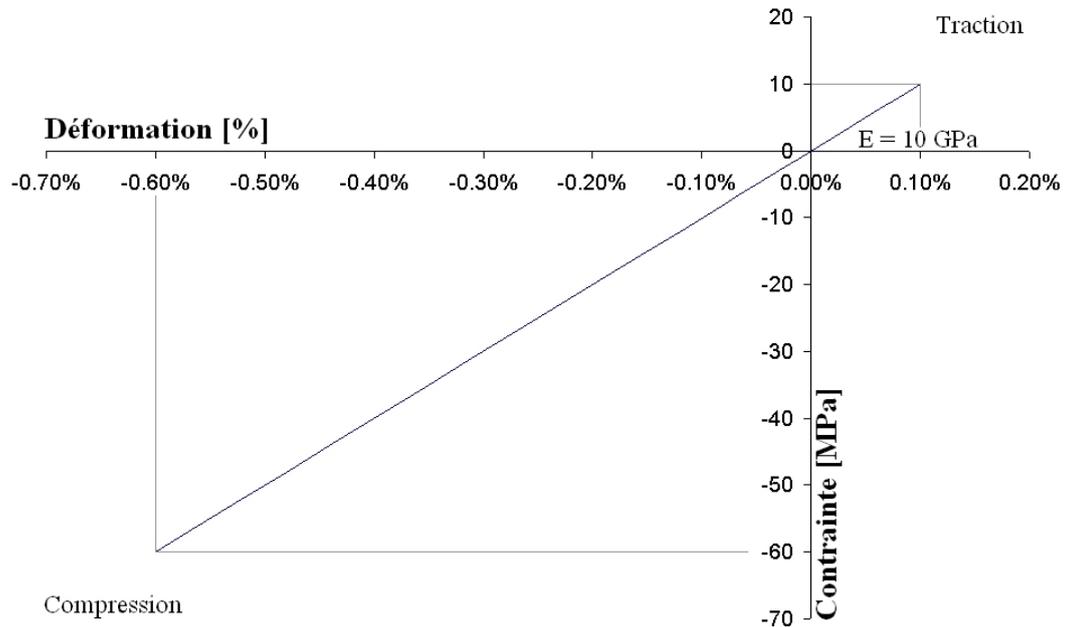


FIG. 3.2 – Loi de comportement en traction et compression de la matrice CPI pure

3.2.4 Résistance au feu

Les composites à matrice polymère sont vulnérables aux incendies. En effet, ils brûlent facilement en émettant des fumées toxiques. Ce comportement est généralement lié à la nature organique de la matrice polymère qui les compose. Les matériaux inorganiques présentent un degré de résistance au feu élevé. La matrice minérale que nous avons retenue pour cette étude est labellisée dans l'EuroClass A1 (incombustible) comme le meilleur produit résistant au feu pour les matériaux dédiés au B-TP.

La connaissance des propriétés au feu des systèmes composites TRC est relativement limitée actuellement en raison de la faible quantité d'études et de résultats. Les fibres de verre (E ou AR) présentent une rapide chute de résistance en fonction de l'augmentation de la température (voir figure 3.3 page suivante). L'accroissement de la température interne du composite entraîne donc une chute des propriétés mécaniques du matériau. Les différentes études (Brameshuber & Brockmann, 2001) montrent une période de résistance au feu de l'ordre de 45 minutes dans le cas de TRC renforcés par fibres

de verre AR. Les systèmes composites à base de fibre de renfort en carbone montrent une période de résistance au feu plus importante, de l'ordre de 75 minutes en raison de la meilleure résistance au feu des fibres de carbone.

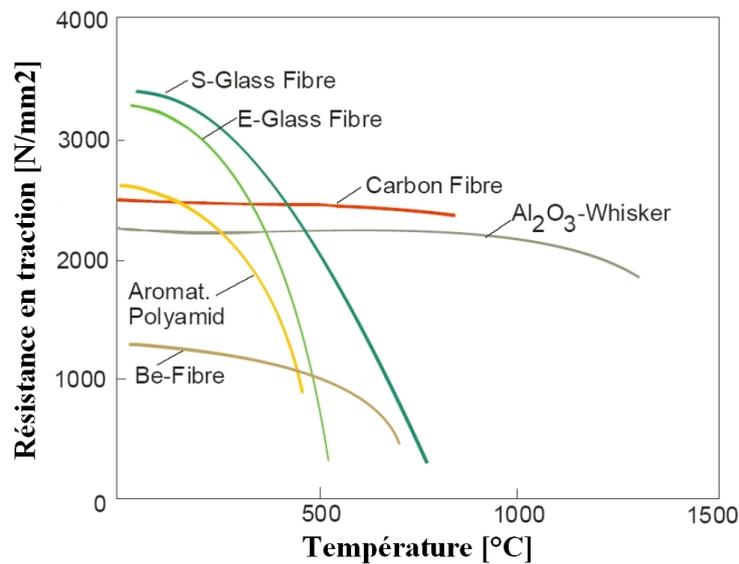


FIG. 3.3 – Résistance au feu de diverses fibres de renfort (Kleineberg *et al.* , 2004)

3.2.5 Durabilité

Les matrices Ciments Phosphatiques possèdent un pH neutre (égale à 7) pendant et après le durcissement, ce qui engendre un environnement non alcali-réactif (Orlowsky *et al.* , 2005). Les propriétés physiques de ces matrices sont identiques à celles des ciments phosphatiques tout en présentant une durée d'utilisation plus importante.

Cuypers (Bolster, 2007) (Cuypers *et al.* , 2006b) a comparé la dégradation des résistances et rigidités en traction de composites à matrice CPI et renfort en fibres de verre E ou AR avec des composites Ciment Portland Ordinaire CPO et fibres de renfort en verre AR. La figure 3.4 page suivante montre l'influence de la matrice sur la perte de résistance du composite renforcé par fibres de verre AR. Les essais ont été effectués à 50 °C et 100% d'humidité. La matrice CPO renforcée par fibres de verre AR montre une chute de la résistance proche de 50%. Avec la matrice CPI, la chute de la résistance est

plus faible.

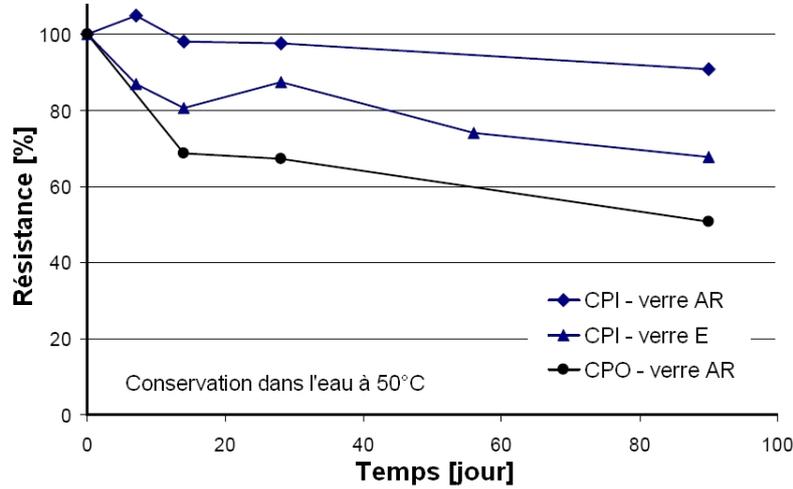


FIG. 3.4 – Résistance de composites à matrice CPO ou CPI renforcée par fibres de verre AR (Cuypers *et al.*, 2005)

La figure 3.5 renseigne sur l'évolution des rigidités des zones non fissurées et fissurées pour les trois composites considérés. Le composite CPO présente une chute de la rigidité qui s'explique par la dégradation des fibres de renfort dans la zone non fissurée. De plus, les matrices CPO et CPI accusent une faible perte de rigidité fissurée.

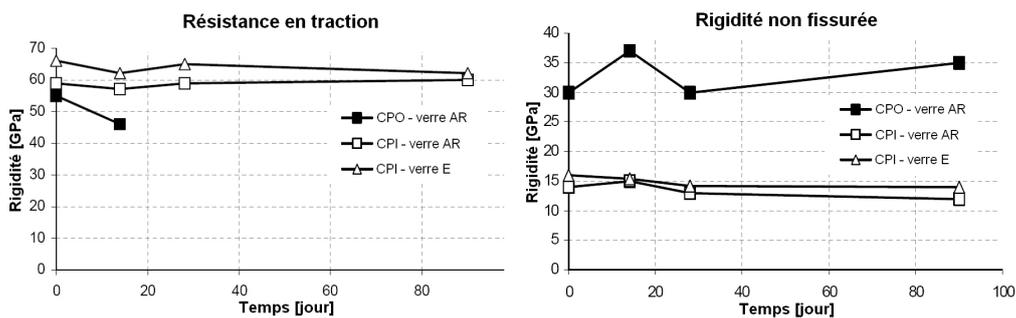


FIG. 3.5 – Perte de résistance de composites à matrice CPO ou CPI renforcée par fibres de verre AR (Cuypers *et al.*, 2006a)

Des cycles gel/dégel et sec/humide sont appliqués sur le composite à ma-

trice CPI et fibres de verre E. La figure 3.6 montre la perte de rigidité en fonction du nombre de cycles.

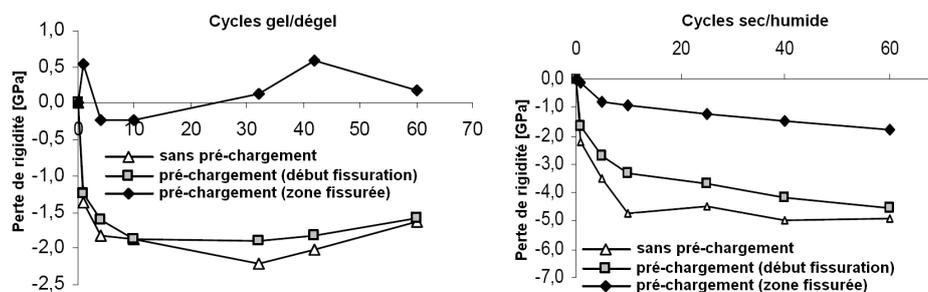


FIG. 3.6 – Cycles gel/dégel et sec/humide (Cuyppers *et al.*, 2006a)

Les auteurs concluent que lors des cycles de gel/dégel, la présence de fibres n'entraîne pas des contraintes internes importantes et limite l'endommagement. En revanche, dans le cas de cycles sec/humide, ces mêmes fibres conduisent à d'importantes contraintes internes (fissuration alignée et perpendiculaire aux fibres). Une dégradation de l'interface fibres/matrice est ensuite observée.

3.3 La fibre de renfort

3.3.1 Composition des fibres de verre

Le verre est composé essentiellement de silice SiO_2 . Il est impossible de filer directement la silice fondue car la température de fusion de ce matériau est de $1700^\circ C$. On ajoute donc différents éléments de manière à stabiliser la température de fusion autour de $1200^\circ C$ pour pouvoir créer une filière suffisamment résistante. Les éléments ajoutés sont l'oxyde de sodium (Na_2O), l'oxyde de potassium (K_2O), le fluor (F), l'oxyde de calcium (CaO), l'oxyde de magnésium (MgO) et l'oxyde de bore (B_2O_3). On utilisera l'alumine (Al_2O_3) pour stabiliser la structure du verre et modifier ses propriétés physiques. Différents types de verre sont produits. Les verres du type S (Strength) ou R (Resistance) présentent de meilleures propriétés mécaniques que celles du verre E (Electrique), qui est le moins cher. Le verre C résiste dans un environnement acide (Corrosion) alors que le verre D est créé pour des applications diélectriques.

Type de verre	E	S	R	C	D
SiO_2	54	65	60	65	74
Al_2O_3	15	25	25	4	
CaO	18		9	14	0.2
MgO	4	10	6	3	0.2
B_2O_3	8			5,5	23
F	0.3				
Fe_2O_3	0.3				
TlO_2					0.1
Na_2O				8	1.2
K_2O	0.4			0.5	1.3

TAB. 3.3 – Compositions des fibres de verre de type E, S, R, C et D

3.3.2 Propriétés mécaniques des fibres de verre

Avec l'introduction de matrice non basique, il n'est pas nécessaire d'utiliser des fibres de verre alcali-résistantes. Un couplage matrice CPI/verre E sera donc retenu car celui-ci présente l'avantage d'être d'un coût plus abordable. Les caractéristiques des fibres de verre sont mesurées sur un mono-filament vierge, à la sortie de la filière (voir tableau 3.4).

Densité [g/cm^2]	2.54
Résistance en traction [MPa]	1 700 ¹
Module d'élasticité longitudinal [GPa]	80
Module d'élasticité transversal [GPa]	80 ²
Module de cisaillement [GPa]	30
Coefficient de Poisson	0.22
Dilatation thermique [$10^{-6} /K$]	4.7

TAB. 3.4 – Propriétés mécaniques de mono-filaments de verre E en sortie de la filière

¹Différentes valeurs définissant la contrainte à la rupture sont apportées dans la littérature : Chawla (Chawla, 1993) propose de prendre une valeur de 1 750 MPa , Bentur et Mindess (Bentur & Mindess, 1990) avancent la valeur de 3 500 MPa , Matthews et Rawlings (Matthews & Rawlings, 1994) 2 200 MPa ...

²Au regard du procédé de fabrication des fibres de verre, nous pouvons considérer ce type de renfort comme parfaitement isotrope

Après ensimage, on note une chute de ces propriétés mécaniques initiales due à diverses sollicitations mécaniques (abrasion, etc), chimiques (humidité, etc). Ces valeurs mesurées ne sont pas significatives en raison de la difficulté de charger simultanément et uniformément tous les filaments. En revanche, l'ensimage permet de répartir de manière assez homogène la charge appliquée.

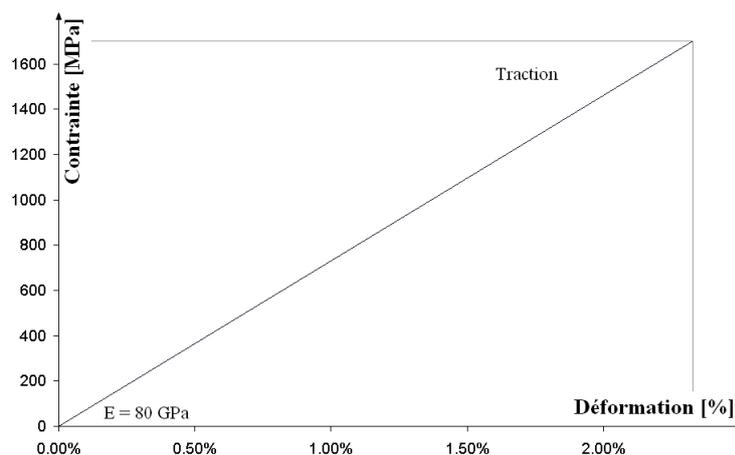


FIG. 3.7 – Loi de comportement de la fibre de verre E

3.3.3 Les armures textiles utilisées

L'état de contraintes des fibres de renfort est fortement dépendant du niveau de transfert de charges à l'interface fibre/matrice. L'imprégnation des fibres de renfort ainsi que l'adhésion (chimique et/ou ancrage mécanique) entre la fibre et la matrice influencent la liaison à l'interface fibre/matrice (voir chapitre 2). Les premières observations tendent à démontrer l'absence d'adhésion chimique entre la fibre de verre E et la matrice CPI. Le transfert de charge est uniquement réalisé par l'ancrage mécanique du textile (rugosité des fibres, boucles, etc). Ce phénomène confère au système composite l'avantage d'un souplesse importante, d'une grande réserve de déformation. En revanche, seuls les phénomènes de friction assurent le transfert de charge. Afin d'optimiser ce transfert, les effets du traitement de surface et du textile mis en œuvre sont présentés ici.

Influence de l'armure

La recherche bibliographique a mis en évidence l'influence significative de la géométrie du fil, et plus particulièrement de l'état de surface du fil, et de la géométrie du textile dans la qualité de transfert de charge. En effet, au delà des multiples phénomènes d'adhésion, l'ancrage mécanique des fibres est amélioré au travers des irrégularités géométriques des fils et textiles (boucles, ondulations, etc). Quatre systèmes composites renforcés par textiles unidirectionnels standards ont été testés par Wastiels (Wastiels & Remy, 2008) en traction uni-axiale. Les quatre tissus sont présentés dans le tableau 3.5.

	Construct. [mèche/cm]	Fil chaîne	Fil trame	Prop. C/T [%]	Poids [g/cm ²]	Traitement de surface
771	23.6×10.3	EC5 11 ³	EC5 5.5	82/18	32	731
2071	6×7	EC9 68×5to	EC7 22	93/7	220	K506
3087	18.8×11.8	EC9 136	EC7 22	90/10	290	731
3025	5.5×6.3	EC9 136×5to	EC9 68	90/10	431	K506

TAB. 3.5 – Caractéristiques des textiles (Wastiels & Remy, 2008)

Lors de la réalisation, l'imprégnation des textiles les plus denses est difficile. Les résultats des essais de traction sont présentés dans le tableau 3.6.

	771	2071	3087	3025
V_f [%]	11	17.9	19.4	25.8
UTS [MPa]	103	91	114	130
Contrainte fibre [MPa]	1 142	547	653	560
E_1 [GPa]	19.5	22.4	20.1	20.4
E_3 [GPa]	4.9	12.7	10.8	15.7

TAB. 3.6 – Résultats des essais de traction de différents systèmes composites CPI (Wastiels & Remy, 2008)

Les essais de traction prouvent la faible imprégnation des textiles de forte densité (3025). En effet, pour une contrainte de 50 MPa, ces systèmes composites délaminent, et n'assurent donc plus une tenue correcte. La faible interaction entre la fibre et la matrice est confirmée par les faibles valeurs de

³**Exemple** : fibre de verre EC5 11 pour E = verre E; C = fibres de fils infinis (continues); 9 = diamètre du filament en μm ; 11 = tex

contraintes de traction dans les fibres pour les textiles 2071, 3087 et 3025. Le système 771 montre un transfert de charge correct mais cette solution demande une quantité de main d'œuvre importante car 20 couches de textile ont été nécessaires afin de réaliser un matériau de 2 mm d'épaisseur. Le textile 2071 montre un délaminage proche du point UTS, ce qui reste acceptable. L'ensemble des résultats de traction sont regroupés en figure 3.8.

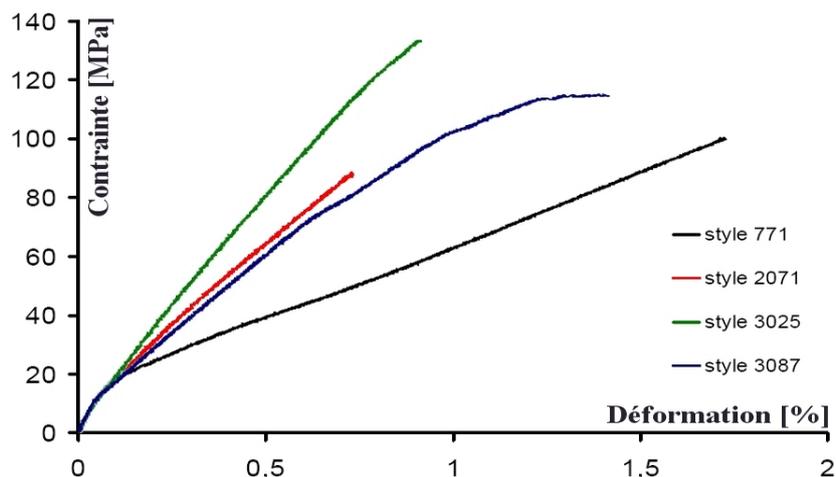


FIG. 3.8 – Résultats des essais de traction de différents systèmes composites CPI (Wastiels & Remy, 2008)

Influence du traitement de surface

Un traitement de surface va permettre le collage des filaments dans le but d'accroître la performance des fils. Koeckritz (Koeckritz *et al.*, 2005) montre que le traitement de surface agit directement sur la qualité d'imprégnation des filaments. Hegger (Hegger *et al.*, 2004) a étudié l'influence de traitement acrylate et époxydique sur un textile en fibres de verre.

Wastiels (Wastiels & Remy, 2008) a étudié l'influence du traitement de surface sur le comportement en traction de composites à matrice CPI. Les textiles unidirectionnels ont été imprégnés par Porcher Industrie. Les textiles utilisés sont composés de 6 fils dans la direction chaîne (EC13 300) et de 24 fils dans la direction trame (EC*5.5). Le rapport (C/T) entre les fils du sens chaîne et les fils du sens trame est de 93/7. Le poids du textile est de 193 g/m². Un traitement de surface hydrophile est appliqué sur la fibre afin d'améliorer l'adhérence entre la fibre et la matrice. En effet, l'adhérence

entre un polymère et un support en béton humide est liée à l'absorption de l'eau présente en surface du substrat et à l'assèchement superficiel de la surface (Paillère *et al.*, 1986). Enfin, des fibres sont mises à nues par utilisation d'un traitement thermique. Le tableau 3.7 résume les différents traitements de surface testés sur ces textiles en fibres de verre E.

Type	Finition
cT.071213.3	Normale
cT.071220.1	Hydrophilique
cT.071220.2	Fibres nues

TAB. 3.7 – Traitement de surface (Wastiels & Remy, 2008)

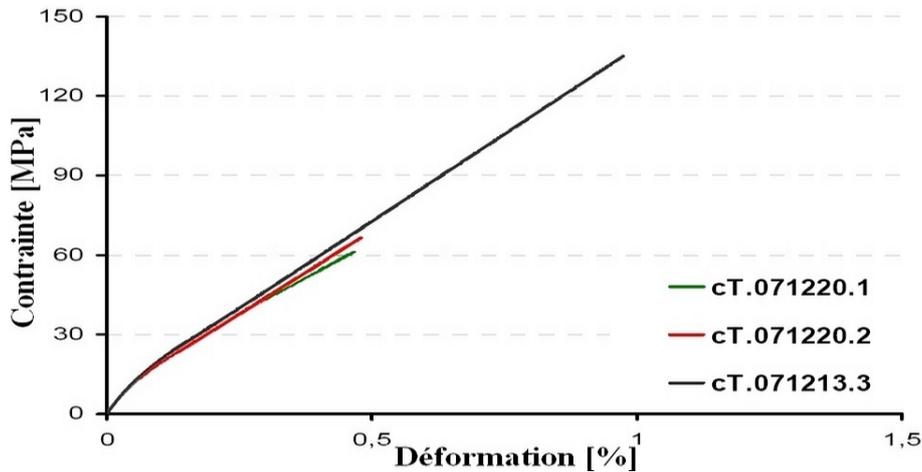
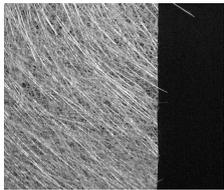


FIG. 3.9 – Influence du traitement de surface (Wastiels & Remy, 2008)

Les résultats des essais de traction sont présentés en figure 3.9. Contrairement aux attentes, le traitement de surface semble avoir un impact non négligeable sur la contrainte ultime. En effet, le traitement hydrophilique et le retrait du traitement induisent une réduction importante de la contrainte ultime UTS (de 689 MPa à 354 MPa soit une réduction de 50%). Le traitement thermique utilisé de manière à mettre les fibres à nues est probablement responsable de l'endommagement des fibres et de la chute de leurs propriétés mécaniques.

Renforts utilisés au cours de cette thèse

Au regard de ces observations, deux textiles différents ont été retenus pour cette étude : une armure de fibres courtes et dispersées mat et une armure unidirectionnel UD 2071 de chez Porcher Industrie. Les propriétés mécaniques de ces textiles sont présentées dans le tableau 3.8.

	MAT	UD 2071
		
Construction (C/T) [mèche/cm]	Dispersées	6 × 7
Fil chaîne	ED12 2 400	EC 9 68 × 5 to
Longueur [mm]	50	–
Fil trame	–	EC7 22
Proportion C/T [%]	–	93/7
Poids surfacique [g/cm ²]	300	220
Traitement de surface	Polyester non saturé	K506 (sans chrome)
Coef thermique [10 ⁻⁶ /K]	8.3	8.6

TAB. 3.8 – Composition des textiles utilisés

Un renfort sous forme de filaments continus est également utilisé pour certaines applications industrielles : le roving. Les rovings, qui se présentent en bobines, sont constitués de fibres EC15 735 (fibre de verre E en continu, de diamètre de 15 μm et de 735 tex). Un ensimage de type polyester non saturé est utilisé. Le coefficient de conductivité thermique de la fibre de verre E est de $1.1 \cdot 10^{-5} / K$.

3.4 Technologies de transformation

Notre rôle dans le programme européen Contex-T ne se limite pas dans la caractérisation de ces matériaux composites. Nous apportons une assistance dans la technologie de fabrication au travers des retours des essais de caractérisation. L'amélioration des procédés de transformation est également un

objectif visé par modification des technologies utilisées. Par exemple, l'introduction de fibres de renfort courtes et dispersés (tissus mat) peut être une solution afin de compenser les faibles propriétés mécaniques au cisaillement du composite pultrudé.

3.4.1 Le moulage au contact

Le moulage au contact, ou hand lay-up, est un procédé manuel pour réaliser des pièces en composite à température ambiante et sans pression. La stratification est l'opération qui consiste à déposer une couche de matrice puis à faire migrer celle-ci à travers un renfort en éliminant soigneusement toute inclusion d'air. Après gélification de la première couche, des couches supplémentaires peuvent être appliquées par le même procédé (figure 3.10). La prise s'effectue en milieu ambiant pendant plusieurs heures sous la protection d'une bâche plastique afin de favoriser la réaction.

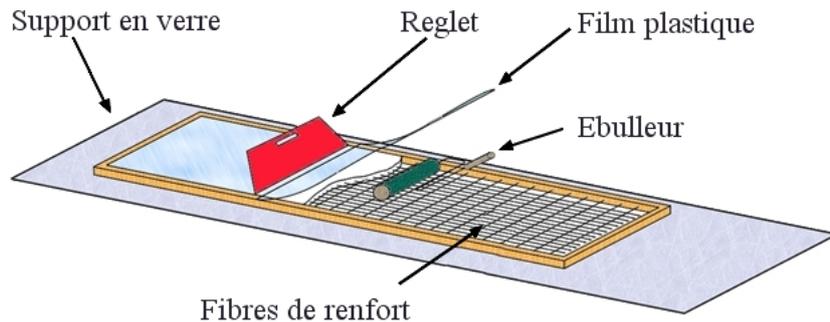


FIG. 3.10 – Principe du moulage au contact

Les taux de renfort sont de l'ordre de 10% à 18% en volume en fonction du renfort employé (mat ou UD). La stratification au contact est un processus de fabrication employé à l'échelle du laboratoire d'études. En effet, cette technologie n'est pas adaptée à une application industrielle.

Les planches fabriquées sont dénommées "MC". Elles sont constituées d'un empilement $[mat, UD, mat, UD, mat, UD]_s$. Ce matériaux présente un taux de renfort de 14%. Les textiles employés sont mat et UD 2071. Les dimensions des planches réalisées sont dépendantes uniquement du moule. Les moules disponibles nous permettent de fabriquer des planches de tailles maximales de $210 \times 50 \text{ cm}^2$ pour une épaisseur moyenne de 8.2 mm .



FIG. 3.11 – Moulage au contact

3.4.2 Procédés dérivés du principe de pultrusion

La pultrusion

Les premiers essais sur des éprouvettes stratifiées mettent en évidence la faible adhésion chimique et mécanique entre la fibre de renfort et la matrice minérale. Afin de remédier à ce constat, nous avons orienté la production vers un processus de pultrusion (voir figure 3.12).

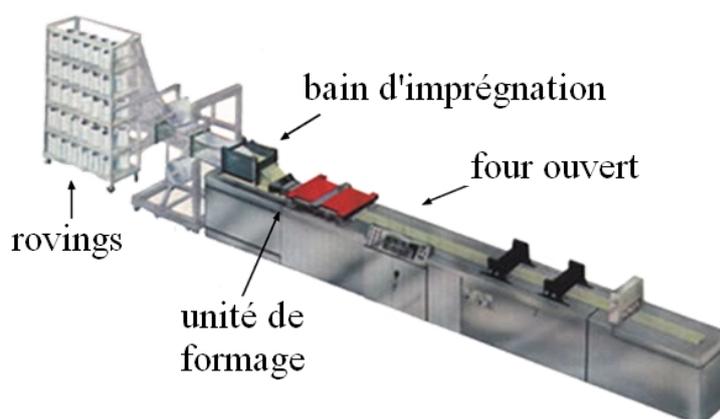


FIG. 3.12 – Banc de pultrusion

La pultrusion standard n'est pas utilisable dans le cas de matrice minérale réticulée par polyaddition en raison du mélange liquide/poudre qui constitue la matrice. De plus, la faible durée d'ouvrabilité du mélange (environ 20 minutes) conduit à des modifications du système de pultrusion. Dans un premier temps, la production de planches de dimensions transversales $100 \times 10 \text{ mm}^2$ est envisagée par cette technologie. La production de planches est réalisée par un système d'imprégnation des filaments passant au travers de deux bains successifs de matrice sans aucune contrainte. L'utilisation de fils de faible tex est indispensable à une imprégnation de bonne qualité. 792 rovings de 732 tex passent au travers d'une première grille de 33×24 trous de 4 mm de diamètre. Les bains de résine sont réalisés en aluminium anticorrosion avec des grilles transversales en polyéthylène. La sortie du premier bain est constituée d'une grille de 33×12 trous de 6 mm de diamètre (2 filaments par trou). Le second bain est terminé par une grille de 33×4 trous de 8 mm de diamètre contenant chacun 6 filaments (photos 3.13). Les fibres de verre présentent un ensimage en polyester non saturé.

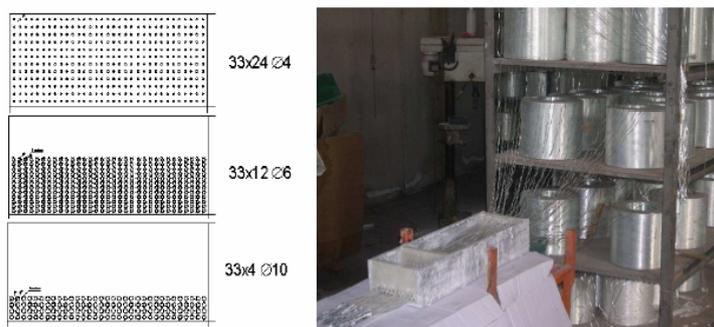


FIG. 3.13 – Disposition des trous sur les faces transversales des différents bains de matrice

Le poids volumique du mélange est de 19 kg/dm^3 . Les filaments passent ensuite dans un four standard à 40°C puis dans un système de calibration (section ouverte en aluminium) d'une longueur de 3 m et d'une température de 70°C (photos 3.14 page suivante). La vitesse de défilement est de 20 cm/min . Le taux de renfort atteint est théoriquement de 21%. La mauvaise ouvrabilité de la matrice entraîne des problèmes de nettoyage des outils et des grilles et des difficultés de remplacement de la matrice usagée au sein des bains d'imprégnation.

La pultrusion permet d'obtenir des plats pultrudés ("PU") d'une longueur



FIG. 3.14 – Vues du four et du système de calibration

de 2 mètres (voir figure 3.15). Ces plats, produits par ATP-Pultrusion dans le cadre de Contex-T sont encore expérimentaux et nous intervenons dans l'assistance à la production par la réalisation de tests à des fins structurales. Des améliorations futures pourront être portées en fonction de l'utilisation de ces produits.



FIG. 3.15 – Plat pultrudé

L'imprégnation mécanique

La technologie de moulage au contact n'est pas adaptable, dans l'état, au domaine industriel et à la production de masse. De plus, les procédés de transformation usuels et applicables au GRC (projection et prémélange), ne sont pas satisfaisant en raison du fort taux de renfort recherché. La pultrusion permet de pallier à ces problèmes et entraîne une meilleure interaction entre la fibre et la matrice. Toutefois, dans le but d'augmenter l'ancrage fibre/matrice, la VUB (Wastiels & Remy, 2008) a développé une unité spéciale de compactage SCI (de l'anglais *Self Compacting Impregnator*) pour la

production de systèmes composites à matrice CPI. La fibre de renfort peut se présenter sous la forme de rovings ou de tissus tressés continus. Le renfort passe entre deux cylindres horizontaux en rotation qui forcent l'imprégnation de la matrice. Le liant CPI est continuellement acheminé vers un bain entre les cylindres, comme illustré en figure 3.16. Le taux de renfort obtenu peut atteindre 25%, soit 3 à 10 fois plus élevé que les procédés de transformation usuels des GRC.

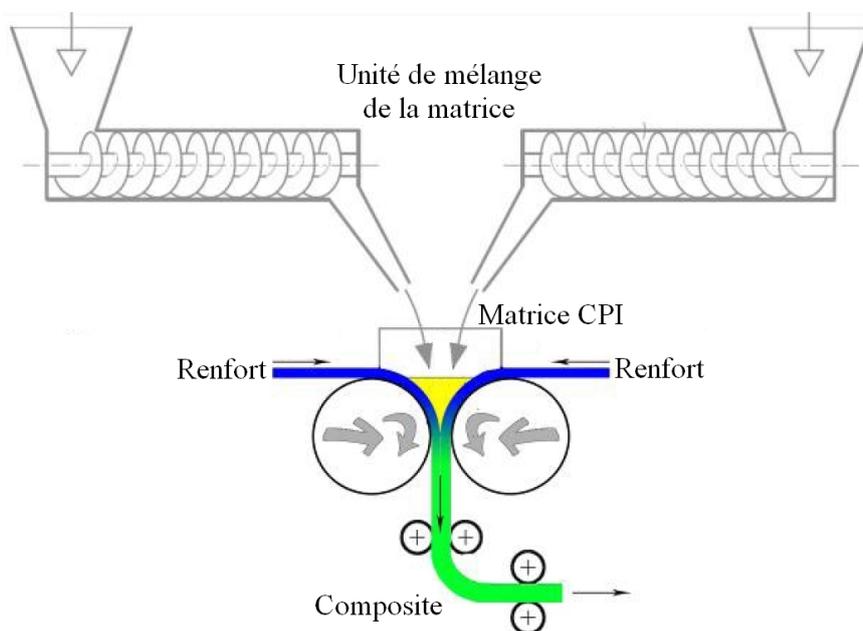


FIG. 3.16 – Principe du procédé d'imprégnation mécanique par compactage SCI (Wastiels & Remy, 2008)

La VUB a optimisé le procédé de transformation SCI en améliorant le contrôle des fibres imprégnées, comme le traitement du plat composite. Actuellement, ce procédé permet l'imprégnation de 400 m^2 de tissus de 900 g/m^2 par heure. La figure 3.17 page ci-contre retrace l'évolution du procédé industriel.

Les plats fabriqués sont dénommés "MAT" et présentent un renfort composé uniquement de fibres mat 300 g/m^2 . Le taux de renfort est de 15%. L'épaisseur de ce système composite est de 10 mm .



FIG. 3.17 – Evolution du procédé SCI

Le compactage

Afin d'améliorer les performances mécaniques intrinsèques du composite, le procédé de pultrusion peut être complété par un processus de compression. La compression est réalisée par une presse constituée de quatre pistons de 160 *mm* de diamètre. La longueur des planches est limitée à 1000 *mm* en raison des dimensions de la presse utilisée (voir figure 3.18).

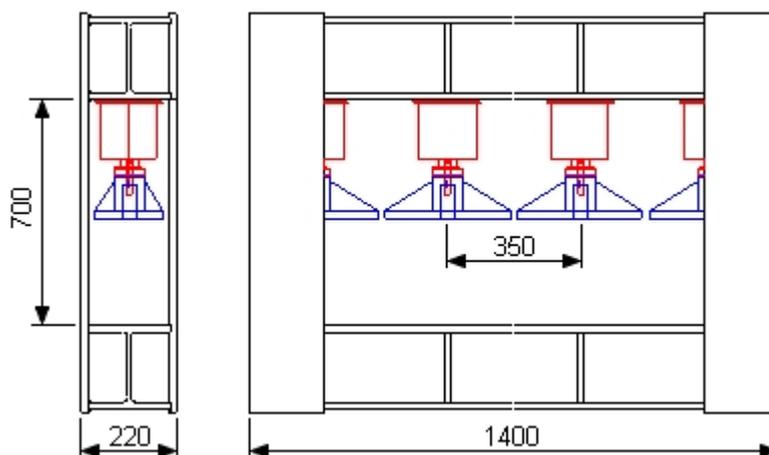


FIG. 3.18 – Principe de la presse de compression

En collaboration avec la société ATP-Pultrusion, des composites "PC" ont été réalisés. Ces matériaux se composent d'une première couche de matrice CPI pultrudée et renforcée par 864 filaments de 735 Tex. Cette couche est ensuite comprimée entre deux couches de fibres de verre mat à 300 *g/m*² et deux couches de finition de 40 *g/m*² (voir figure 3.19 page suivante).

Le taux de renfort ainsi obtenu est théoriquement égale à 27% aligné à

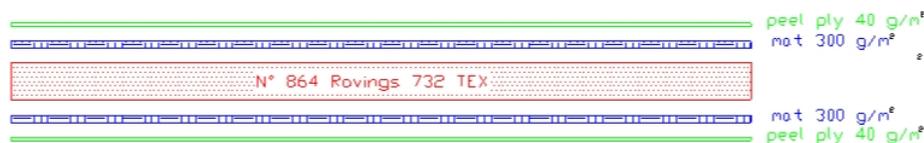


FIG. 3.19 – Profil transversal des plats pultrudés puis comprimés

94% dans le sens longitudinal. L'imprégnation des tissus de mat est réalisée grâce à l'excédent de matrice présent au niveau des filaments et des vides. Le coffrage est terminé par deux sections tubulaires creuses destinées à s'écraser avec le composite sous la force de compression (voir schéma 3.20). Lors de la compression, l'excédent de matrice peut se placer dans le vide laissé disponible par la section tubulaire d'about. Une force de compression de 40 tonnes, uniformément répartie, est appliquée sur le composite lors de la compression. Les planches ainsi obtenues mesurent en moyenne 10.2 mm d'épaisseur, 10.1 cm de largeur pour une longueur de 1 m.

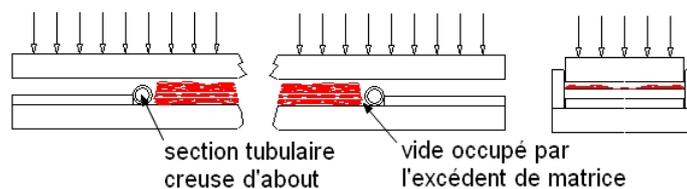


FIG. 3.20 – Principe de la presse de compression

3.5 Conclusion

Ce chapitre est consacré à la présentation : i) des matériaux constituant les différents systèmes composites retenus, ii) de l'interface fibre/matrice et iii) des procédés technologiques de transformation adoptés.

La matrice minérale CPI employée est une matrice céramique de structure réticulaire 3D. La Vubonite est issue du mélange d'une poudre de Wollastonite et d'une solution à base d'acide phosphorique. Le pH de la matrice une fois durcie est neutre ce qui autorise l'utilisation de fibres de verre E.

Le renfort est utilisé sous différentes formes au sein du composite en fonction du processus de transformation adopté : des bobines fils dans le cas de

la pultrusion et des textiles pour le moulage au contact (mat et UD 2071). Wastiels (Wastiels & Remy, 2008) souligne la faible adhésion chimique entre la fibre de verre E et la matrice minérale au travers de l'observation de différents essais de caractérisation mécanique. La littérature (voir chapitre 2) montre qu'un ancrage mécanique peut néanmoins permettre le transfert de charge à l'interface fibre/matrice par friction. Il en résulte un matériau présentant une grande souplesse et une forte réserve de déformation. Le procédé de production et la nature du renfort jouent un rôle significatif sur la qualité de liaison fibre/matrice au travers des non linéarités géométriques des tissus tressés (boucles, etc).

Quatre processus de fabrication ont été développés. Le moulage au contact est utilisé afin de transformer le matériau MC qui est constitué d'un empilement symétrique de couches de textiles mat et UD 2071. La pultrusion, adaptée de la pultrusion classique, permet d'obtenir industriellement des plats de composites à matrice CPI avec un taux de renfort volumique de l'ordre de 21%. Wastiels (Wastiels & Remy, 2008) propose l'utilisation d'un imprégnateur mécanique afin d'atteindre des taux volumiques de renfort de l'ordre de 25%. L'imprégnateur permet la fabrication d'un système composite MAT, constitué d'un empilement de couches de renfort textile mat. Il est également possible d'ajouter un processus de compression qui conduit à l'augmentation du taux volumique de renfort du plat pultrudé. Le tableau 3.9 résume les formulations les plus performantes que nous avons utilisées dans la suite de cette étude.

	Matrice	Renfort	Empilement	V_f	Production
MAT	CPI	Mat	12 couches	15%	Pultrusion
MC	CPI	Mat et UD	$[(mat, UD) \times 3]_s$	14%	Stratification
PU	CPI	Roving	-	21%	Pultrusion
PC	CPI	Mat et Roving	Mat/Rov./Mat	27%	Pultrusion/ Compression

TAB. 3.9 – Formulations des systèmes composites les plus performants

Un volet à ce travail de thèse réside également dans une contribution à l'amélioration des procédés de fabrication grâce au retour sur les essais de caractérisation des différentes formulations présentées ici.

Chapitre 4

Méthodologie de caractérisation

Sommaire

4.1	Introduction	90
4.2	Essais de traction	93
4.2.1	Introduction	93
4.2.2	Procédure d'essai	93
4.2.3	Résultats et analyse	96
4.2.4	Etude de la fissuration	99
4.2.5	Mode de ruine	102
4.2.6	Discussion et conclusion	103
4.3	Essais de compression	104
4.3.1	Introduction	104
4.3.2	Procédure d'essai	105
4.3.3	Résultats et analyse	107
4.3.4	Caractérisation indirecte : essai de flexion	112
4.3.5	Discussion et conclusion	114
4.4	Essais de cisaillement	115
4.4.1	Introduction	115
4.4.2	Essais de cisaillement plan	117
4.4.3	Essais de cisaillement "Picture Frame"	122
4.4.4	Essais de cisaillement interlaminaire	128
4.4.5	Discussion et conclusion	131
4.5	Conclusion	133

4.1 Introduction

Les matériaux céramiques se caractérisent par des liaisons atomiques fortes, ioniques ou covalentes qui confèrent un faible niveau de déformations plastiques au matériau. Les liaisons fortes induisent une concentration des contraintes internes mécanique et thermique en extrémité de fissure. La propagation brutale de la fissuration conduit à définir les matériaux céramiques comme fragiles. Cette propriété engendre la mise en place d'une méthodologie de caractérisation développée pour mesurer la réponse de ces matériaux à des sollicitations mécaniques. Les essais de caractérisation sont généralement interprétés en termes de Mécanique des Milieux Continus. Les champs de contrainte et de déformation sont connus et déterminés à partir de relations analytiques, et de grandeurs physiques mesurées au cours de l'essai : charge appliquée, allongement, déplacement de l'éprouvette...

Différents essais mécaniques de caractérisations sont employés dans la littérature afin d'approcher les constantes élastiques de comportements des systèmes composites. La caractérisation des GRC est majoritairement réalisées par des essais indirects (flexion). La figure 4.1 page suivante représente un diagramme charge/flèche type obtenu lors d'essais mécaniques en traction par flexion 3-points sur des GRC. La partie colorée située sous la courbe correspond à la capacité d'absorption d'énergie du composite. La dissipation de cette énergie peut s'effectuer de plusieurs façons (Houget, 1992) :

- ⇒ rupture de la matrice
- ⇒ rupture des fibres
- ⇒ décollement de l'interface fibre/matrice
- ⇒ énergie élastique relâchée après le décollement
- ⇒ déchaussement des fibres
- ⇒ cisaillement des fibres qui ne sont pas perpendiculaires à la fissure

L'analyse de la ténacité permet de mesurer la quantité d'énergie nécessaire pour produire la rupture totale d'un composite ou une déformation donnée, lorsque celui-ci est soumis à des contraintes statiques ou à des charges dynamiques. Lors d'essais en traction par flexion, la ténacité est représentée par l'aire sous la courbe charge/flèche. La ténacité dépend donc des conditions d'essai (dimension de l'éprouvette, configuration de l'essai, type de mesures, vitesse de chargement, etc). Un indice de ténacité est donc proposé afin de représenter l'amélioration relative de la capacité d'absorption d'énergie liée à l'introduction de fibres de renfort (Houget, 1992).

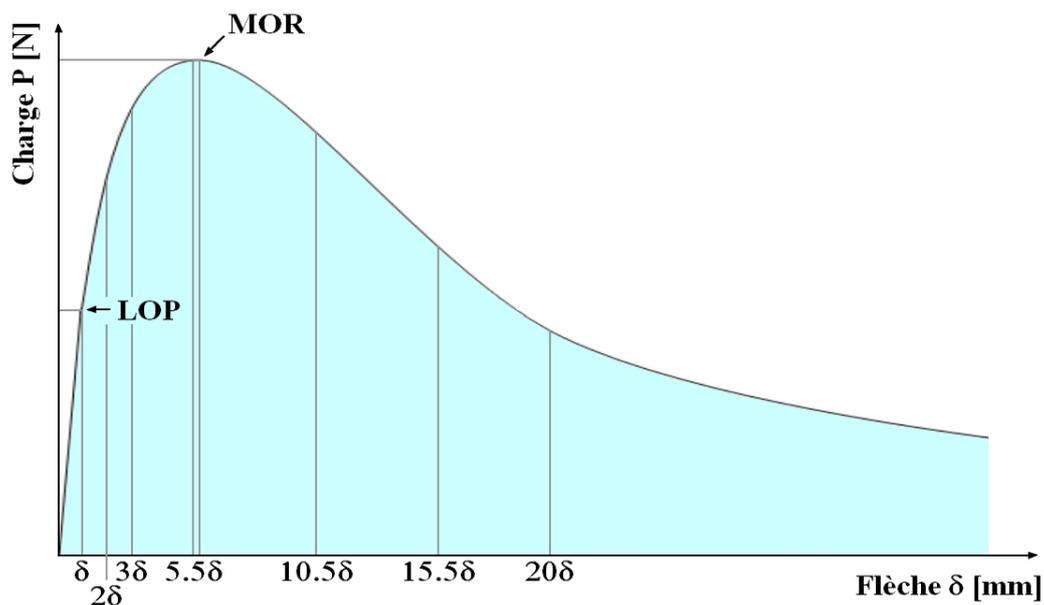


FIG. 4.1 – Diagramme charge/flèche type des GRC sous chargement de flexion 3-points (Houget, 1992)

Initialement, l'indice de ténacité d'un GRC était mesuré par l'ensemble de l'aire sous la courbe charge/flèche (Hibbert & Hannant, 1982) (Ohigashi, 1984). Etant donnée la très grande déformabilité des GRC, les tests en traction par flexion ne peuvent généralement pas être menés jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette. De plus, au niveau de la portion finale des courbes, la charge est souvent voisine de zéro et la grande déformation indique une perte d'aptitude à l'emploi du matériau (Wang & Backer, 1989). Ces constats ont conduit à l'utilisation d'une flèche limite dans le calcul de l'indice de ténacité (déplacement spécifié ou multiple de la flèche au point LOP, point limite de proportionnalité).

Plusieurs indices de ténacité ont été définis :

$$IT_1 = \frac{S_0 + S_1}{S_0}$$

$$IT_2 = \frac{S_0 + S_2}{S_0}$$

$$IT_3 = \frac{S_0 + S_3}{S_0}$$

$$IT_4 = \frac{S_0 + S_4}{S_0}$$

$$\begin{aligned} \text{avec } S_0 &= \int_0^\delta P(x) dx \\ S_1 &= \int_0^{1.9mm} P(x) dx \quad (\text{ACI, 1982}) \\ S_2 &= \int_0^{2\delta} P(x) dx \quad (\text{Barr } et al. , 1982) \\ S_3 &= \int_0^{20\delta} P(x) dx \quad (\text{Wang \& Backer, 1989}) \\ S_4 &= \int_0^{(\frac{n+1}{2})\delta} P(x) dx \quad (\text{Johnston, 1982}) \end{aligned}$$

Ces essais destructifs sont des essais de caractérisation indirects. L'estimation des propriétés élastiques en traction est perturbée par le comportement en compression du composite. Afin de pallier ces difficultés, des essais de caractérisation directs sont de plus en plus utilisés (Carbajal & Mujika, 2009a). Plusieurs autres essais de caractérisation non destructifs peuvent également être employés. La caractérisation vibratoire et ultra-sonore s'appuie sur le suivi de l'évolution d'un mode de résonance en fonction du niveau d'excitation (Alaoui *et al.* , 2009). La caractérisation acoustique non linéaire est basée sur le développement de la loi de Hooke à un ordre supérieur jusqu'à inclure les constantes élastiques effectives du second et troisième ordre (Bentahar, 2005). Une méthode de caractérisation par microscopie optique se base sur les propriétés optiques des matériaux, qui réagissent différemment au flux lumineux incident (réflexion, transmission ou absorption). Ces réactions sont intrinsèques et fonction de la constitution structurale du matériau (Degallaix & Ilschnier, 2007). L'évaluation des propriétés mécaniques des matériaux peut également être réalisée par les éléments finis (Alfano *et al.* , 2005).

Dans cette étude, nous proposons une méthodologie de caractérisation des systèmes composites à matrice CPI basée sur des essais mécaniques directs en traction, en compression et en cisaillement. Ces essais de caractérisation permettent : i) l'identification des lois de comportement mécanique des matériaux avec l'évaluation du ou des modules d'élasticité intervenant dans les différentes zones de comportement linéaire ou multi-linéaire, ii) la mesure de la résistance à la rupture.

4.2 Essais de traction

4.2.1 Introduction

Des essais de traction sont très souvent utilisés afin de caractériser le comportement mécanique des matériaux. Une identification directe de la loi de comportement est basée sur l'uniformité des contraintes dans la section utile, y compris pour les comportements complexes (fluage et/ou endommagement). Couplés à des essais de compression, les essais de traction permettent d'observer les dissymétries de comportement. La flexion combinant les modes de sollicitations s'avère plus complexe à exploiter.

L'alignement de la charge avec l'axe de l'éprouvette est un facteur essentiel quant à la qualité des analyses, les phénomènes de flexion et/ou torsion parasites peuvent affecter les résultats obtenus. L'usinage des éprouvettes ainsi que les tolérances des mors (systèmes auto-alignant, serrage) permettent d'améliorer cet alignement (Degallaix & Ilschnier, 2007). Plusieurs facteurs peuvent avoir une influence non négligeable sur les propriétés mécaniques intrinsèques du matériau : variation des caractéristiques des fibres et de la matrice, présence de contraintes résiduelles, apparition de bulles, irrégularités de surface. Ces discontinuités et non homogénéités peuvent être mises en évidence mais il demeure difficile de quantifier leurs effets (Debicki, 1987).

4.2.2 Procédure d'essai

Les dimensions des éprouvettes doivent garantir une bonne représentativité du matériau. Les premières études qui portent sur la caractérisation mécanique de composites GRC utilisent des éprouvettes parallélépipédiques dont les dimensions sont résumées dans le tableau 4.1 page suivante. Plusieurs études de caractérisation des systèmes composites à matrice CPI ont été réalisées par Wastiels (Wastiels & Remy, 2008) ou Cuyper (Cuyper, 2002). Les éprouvettes retenues sont également de forme parallélépipédique, quelque soit la nature du renfort employé (fibre unidirectionnelle ou courte et dispersée). Certains auteurs préconisent des éprouvettes profilées à section réduite (Green *et al.*, 19978) (Johnston & Gray, 1978). Cette configuration a pour but d'augmenter la probabilité de rupture dans la zone centrale, minimisant de ce fait les ruptures au niveau des mors. La difficulté de réalisation de ces éprouvettes est rédhibitoire car le rayon de courbure ne doit pas induire de concentration de contraintes trop élevée.

Dans le cadre de cette étude, les éprouvettes sont de géométrie parallélépipédique. L'épaisseur des échantillons est fixée par le procédé de trans-

	L [mm]	B [mm]	e [mm]
(Singh & Majumdar, 1985)	150	50	10
(True, 1986)	150	25	10
(Mansur & Aziz, 1982)	150	38	13
(Bijen, 1983)	300	25	8
(Mohamadou, 1994)	150	50	10
(Bouhrara, 1993)	400	195	10
(Wastiels & Remy, 2008)	300	25	2
(Cuypers, 2002)	250	25	3 à 4

TAB. 4.1 – Dimensions d'éprouvettes parallélépipédiques en traction

formation des systèmes composites. La largeur des éprouvettes correspond à la moitié des planches fabriquées, soit 47 mm . Enfin, nous avons choisi une longueur de 300 mm en raison de l'ancrage dans les mors relativement important (voir figure 4.2).

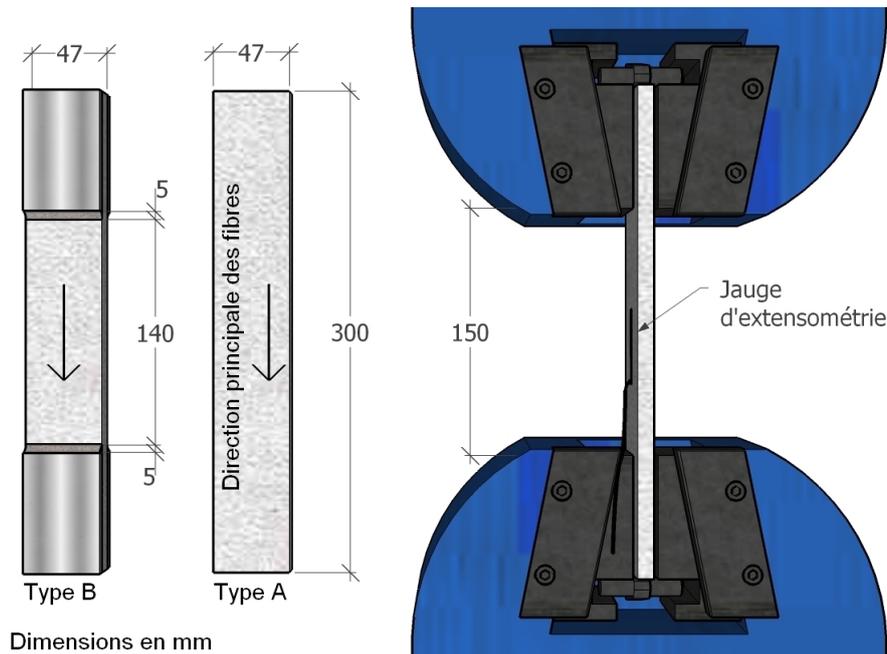


FIG. 4.2 – Géométrie et instrumentation des éprouvettes de traction

Du fait de la faible ouverture des mors de la presse de traction ($\approx 15\text{ mm}$), aucun talon ne peut être collé aux extrémités pour des éprouvettes

en matériaux MAT, MC et PU. Le matériau PC est constitué d'un cœur de fibres longitudinales encadrées par deux couches de fibres mat. En raison de la forte différence de comportement de ces différentes couches, les renforts mat ont été supprimés par brossage du matériau. Cette opération impliquant une diminution de l'épaisseur affaiblit l'éprouvette composite. Des talons en aluminium d'une épaisseur de 4 mm ont donc été collés à l'aide d'une colle époxydique bi-composants durcissant à froid (éprouvettes de type B). La réalisation d'un congé suffisamment important est nécessaire au bon transfert de charge entre les talons en aluminium et le matériau testé.



FIG. 4.3 – Banc d'essai de caractérisation des matériaux en traction

Une jauge électrique de déformation (KFG-30-210-C1-11, KYOWA) est collée au centre de l'éprouvette de manière à enregistrer la déformation en partie centrale sous l'effet d'un effort de traction. Les essais sont réalisés sur une machine d'essai de traction HOYTOM TN-MD de chez Controlab, équipée d'un capteur de force 200 kN UTILCELL Modèle 750. Les essais sont contrôlés en déplacement. La vitesse de déplacement de la traverse est de l'ordre de 1 mm/min. Les essais sont réalisés dans des conditions normales de température et d'humidité (environ 20°C et 50% HR). Le mode opératoire exécuté est conforme aux normes internationales en vigueur (ISO 527-1). Les éprouvettes présentant une rupture dans les mors sont écartées.

4.2.3 Résultats et analyse

Quatre éprouvettes de type A ont été réalisées en matériau MAT, quatre en matériau MC et 6 en matériau PU et quatre éprouvettes de type B ont été découpées dans le matériau PC. La verticalité des éprouvettes est vérifiée à l'aide d'un fil à plomb. Les essais sont tous réalisés par le même opérateur de manière à limiter la dispersion de mesure. Le tableau 4.2 rappelle les différentes formulations étudiées.

	Matrice	Renfort	V_f	Process	Dimensions
MAT	CPI	Mat	15%	Moulage	300× 47× 10
MC	CPI	Mat/UD	14%	Moulage	300× 47× 8
PU	CPI	Roving	21%	Pultrusion	300× 47× 10
PC	CPI	Mat/roving et	27%	Compression	300× 47× 10

TAB. 4.2 – Identification des formulations

La figure 4.4 page suivante montre les résultats des essais de traction uniaxial des systèmes composites étudiés sous la forme de courbes contrainte / déformation. Les quatre systèmes composites présentent un comportement non linéaire qui peut être approché par une loi de comportement bi-linéaire. La première phase de comportement correspond à une évolution quasi élastique du matériau. L'endommagement progressif de la matrice par apparition et développement de la fissuration est responsable de la diminution de la rigidité du composite (voir §4.2.4). Cette étape débouche sur la troisième phase de comportement qui correspond au fonctionnement mécanique des fibres seules (phase linéaire).

La limite entre les deux phases linéaires est dénommée BOP dans le cas des composites GRC (figure 1.14). Les points BOP^- et BOP^+ définissent les bornes de cette zone d'amorçage et propagation de la fissuration (voir figure 2.19). Dans le but de modéliser le comportement du matériau composite en traction afin de constituer un jeu de données utilisables pour l'analyse et le dimensionnement d'éléments de structure, le comportement est approché par une loi bilinéaire dont le seuil de changement de rigidité est dénommé σ_{trans} . Le graphique 4.5 page ci-contre présente l'exploitation des résultats expérimentaux en traction.

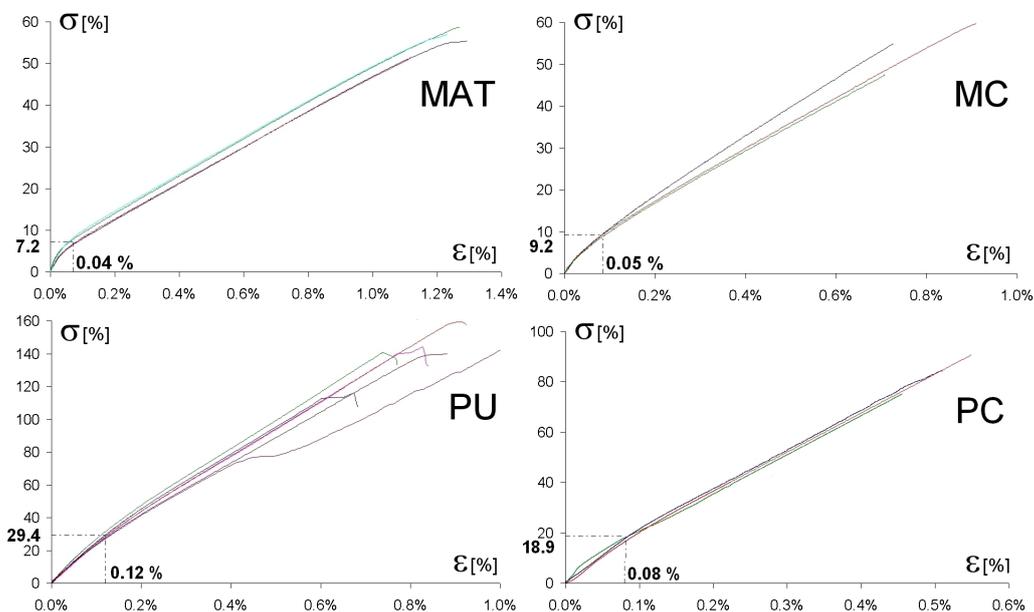


FIG. 4.4 – Courbes contrainte/déformation des essais de traction

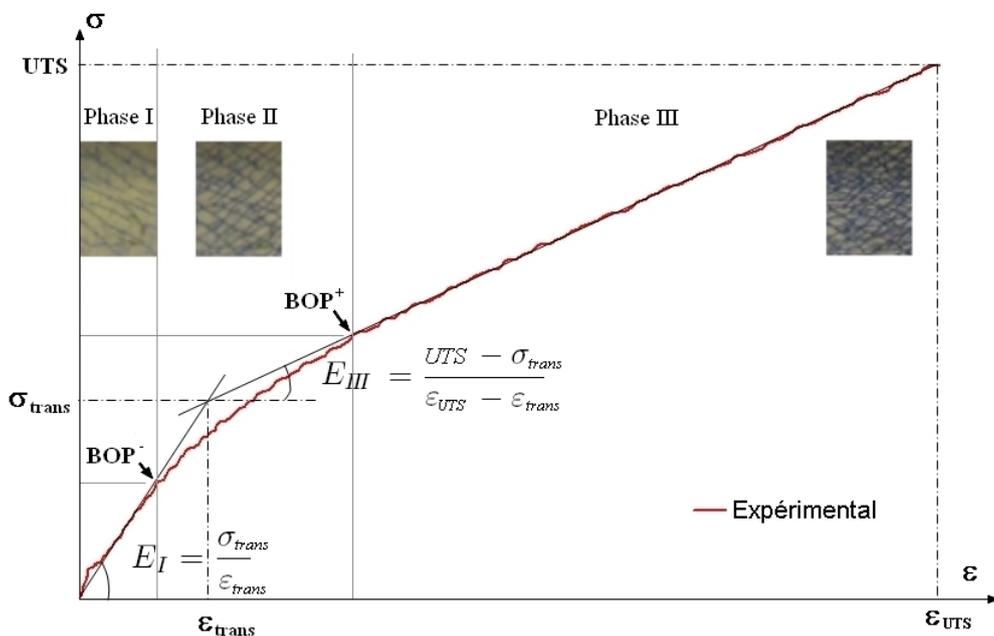


FIG. 4.5 – Exploitation des résultats expérimentaux en traction

Le tableau 4.3 résume les valeurs caractéristiques du comportement des matériaux composites.

			MAT	MC	PU	PC
phase	V_f	[%]	15	14	21	27
I	E_I	[GPa]	16.1	17.0	24.5	23.7
II	BOP^-	[MPa]	4.2	7.3	17.1	17.0
	σ_{trans}	[MPa]	7.2	9.2	29.4	18.9
	ε_{trans}	[%]	0.04	0.05	0.12	0.08
	BOP^+	[MPa]	10.7	12.3	39.1	22.8
III	E_{III}	[GPa]	4.3	7.0	16.7	15.6
	UTS	[MPa]	53.7	57.5	148.4	83.8
	ε_{UTS}	[%]	1.12	0.74	0.83	0.50

TAB. 4.3 – Synthèse des résultats des essais de traction

- ⇒ En phase I, le matériau PU présente la plus grande rigidité alors que le matériau PC semble montrer une réduction de la rigidité élastique malgré l'augmentation du taux volumique de renfort. Les modules calculés sont représentatifs de la population testée. Un endommagement résultant du compactage lors du processus de transformation paraît être responsable de la différence de modules entre les matériaux PU et PC. Toutefois, nous ne devons pas négliger le probable impact du broissage lors de la phase de préparation de l'éprouvette.
- ⇒ L'étude de la phase II montre l'influence du processus de transformation sur le comportement mécanique du composite. Nous pouvons remarquer que les contraintes limites de fissuration des matériaux stratifiés sont du même ordre de grandeur que la contrainte à la rupture de la matrice pure. Les composites pultrudés montrent une augmentation de cette valeur seuil, signe d'un état de contrainte interne différent. Une interaction de meilleure qualité entre les fibres et la matrice est notable aux échelles micro (meilleure ancrage mécanique, cisaillement à l'interface augmenté, etc) et méso (arrangement périodique des fibres, taux de renfort plus important, biais plus faible de l'orientation des fibres, etc). Voir §4.2.4
- ⇒ La phase III correspond au fonctionnement mécanique du système composite fissuré. Cette phase est linéaire et le module de rigidité est dicté par les fibres seules. L'écart de rigidité entre les matériaux PU et

PC semble confirmer l'effet endommageant du broissage.

4.2.4 Etude de la fissuration

Une analyse de la fissuration est avancée en s'appuyant sur les diverses observations visuelles (figure 4.6 et tableau 4.4 page suivante).

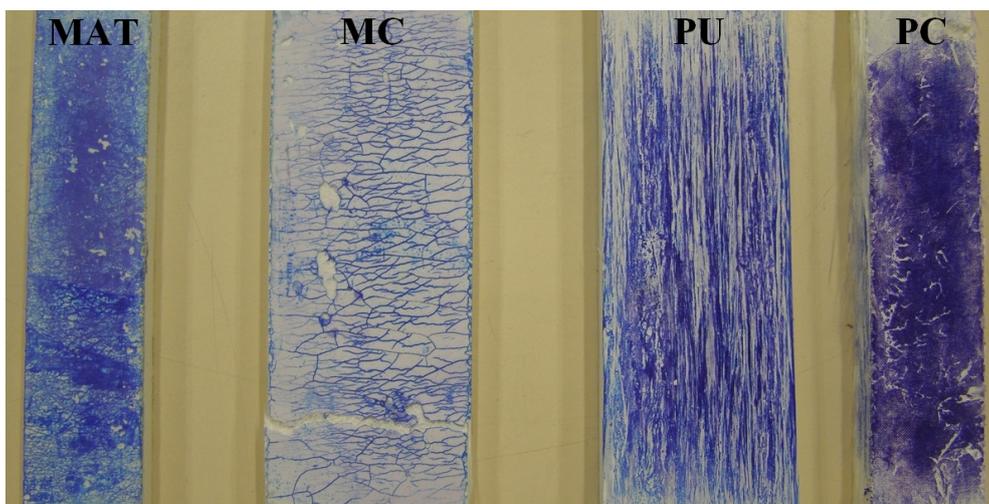
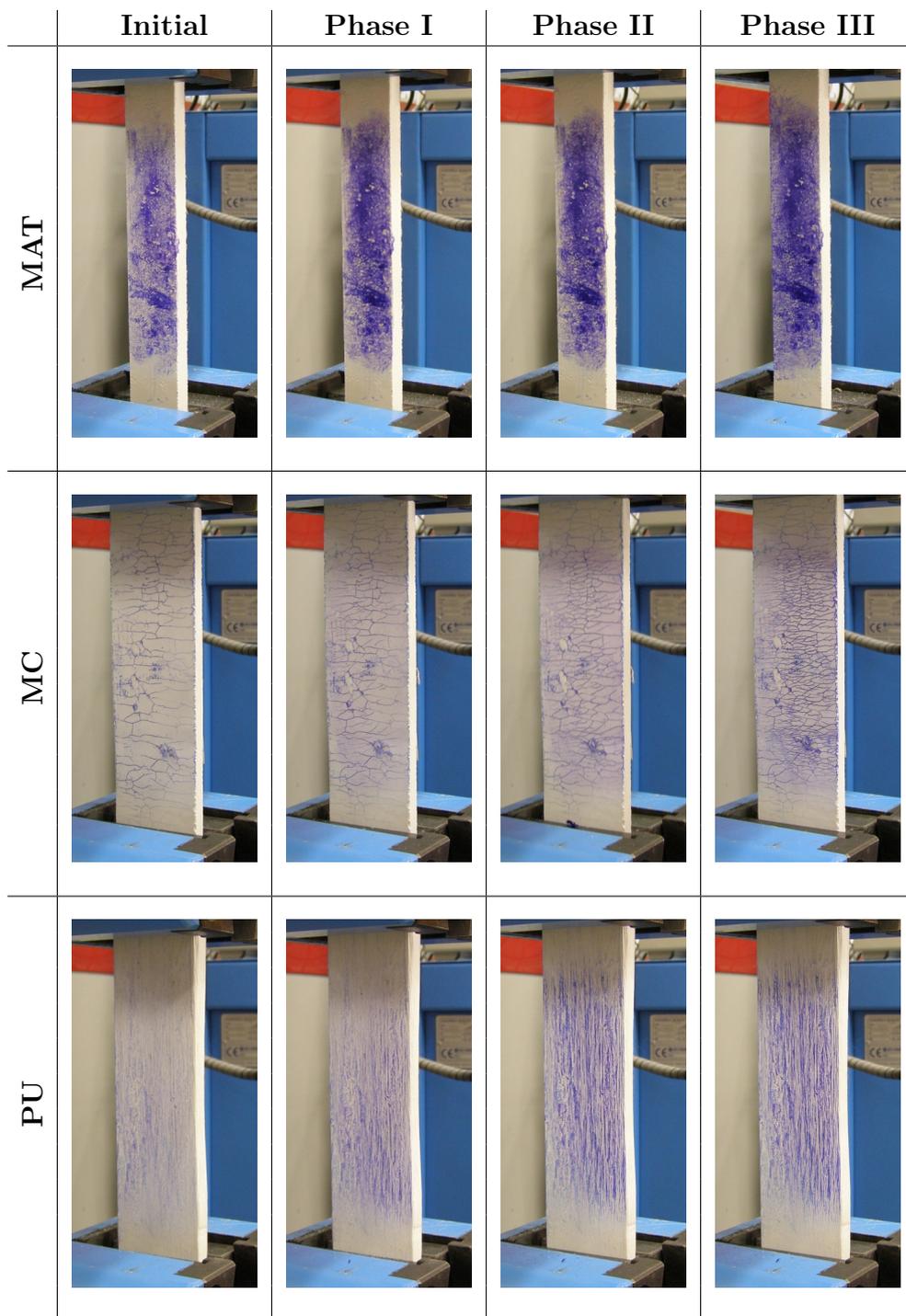


FIG. 4.6 – Schémas de fissuration des éprouvettes MAT, MC, PU et PC à rupture

- ⇒ La fissuration du "MAT" est dense et ne présente pas d'orientation privilégiée. Nous pouvons également noter une faible évolution des fissures durant les différentes phases de chargement. La distance entre fissures X est estimée de l'ordre de 1.0 mm .

- ⇒ Le composite "MC" présente une fissuration à l'état initial espacées de plus 6.0 mm en moyenne. Au fur et à mesure de l'augmentation de la force de traction, une fissuration plus dense apparaît. De nouvelles fissures sont visibles et se propagent, en phase I. En phase II, l'apparition de nouvelles fissures est très faible, mais on peut noter une propagation de la fissuration existante importante. La distance entre fissures est évaluée à 2.0 mm . Une macro-fissure de 2.2 mm d'ouverture, perpendiculaire à l'orientation des fibres longitudinales est responsable de la ruine de l'éprouvette.



TAB. 4.4 – Apparition et propagation de la fissuration des lames MAT, MC et PU dans les trois phases de comportement

⇒ Le schéma de fissuration du composite "PU" est différent. Les fissures sont parallèles aux fibres de renfort. Les fissures apparaissent à l'interface entre les fibres et la matrice par décohésion. Cette fissuration conduit à une rupture de type "bois vert" (voir figure 4.7 page 103). La différence de schéma de fissuration peut être expliquée par le procédé de transformation du système composite. Lors de la pultrusion, chaque mèche est imprégnée indépendamment puis rassemblée en paquets qui sont, à nouveau, imprégnés. Avec une stratification au contact, le rouleau ébulleur force l'imprégnation mécanique des mèches de verre. Les observations réalisées par Peled (Peled *et al.*, 2006) et présentées au cours du chapitre 2 semblent se confirmer pour notre composite à matrice CPI. Le rouleau appuie sur les mèches et gêne la pénétration de la matrice au sein du renfort. Ce phénomène peut également justifier la différence de contraintes à la fissuration de la matrice entre les systèmes pultrudés et les systèmes stratifiés.

⇒ Le composite PC ne semble pas présenter de fissuration visible à l'œil. La présence de couches de finition qui associe un voile de verre (mat $40g/m^2$) génère une fissuration diffuse de petite dimension. Cette couche est visible sur la figure 4.6 page 99.

	X [mm]
MAT	1.0
MC	2.0
PU	~ 1.0
PC	≤ 0.1

TAB. 4.5 – Estimation de la distance entre fissures X

Les distances entre fissures obtenues à la rupture du composite sont directement dépendantes du transfert de charge entre la fibre et la matrice. Comme nous l'avons vu au cours du chapitre bibliographie (§2.11), une estimation de la longueur critique est réalisation en fonction des paramètres micromécaniques tels que la résistance de cisaillement de l'interface fibre/matrice. Une confrontation des longueurs critiques théoriques et des longueurs critiques expérimentales est proposée au cours du §5.4.2 dans le chapitre suivant.

La pultrusion entraîne une augmentation de l'imprégnation des fibres. Ce procédé de transformation industriel, adapté aux systèmes composites à matrice minérale force la pénétration de la matrice et conduit à une meilleure in-

teraction fibre/matrice. L'imprégnation des fibres est réalisée en deux étapes :

- ⇒ Imprégnation de groupes de deux filaments par passage au travers d'une grille percée de 33×12 trous de 6 mm de diamètre,
- ⇒ Imprégnation de groupes de 3×2 filaments par passage au travers d'une grille percée de 33×4 trous de 10 mm de diamètre.

La matrice pénètre donc les paquets de filaments en profondeur et assure de cette manière une interaction de meilleure qualité avec les fibres, par rapport au principe de stratification au contact qui peut gêner la pénétration de la matrice par la présence de l'ébulleur. Les avantages de la pultrusion sont confirmés par les observations faites lors des essais de caractérisation en traction : résistance au cisaillement de l'interface, distance entre fissure, ouvertures de fissures, longueur critique, etc.

4.2.5 Mode de ruine

Deux modes de ruine différents sont observés pour les quatre systèmes composites étudiés (voir figure 4.7 page ci-contre). Nous pouvons constater que les matériaux MAT et MC présentent une rupture nette, perpendiculaire à la direction de l'effort de traction. La rupture intervient par décohesion à l'interface fibre/matrice pour les couches de mat et par délaminage interlaminaire entre les couches de renfort. Le délaminage peut s'expliquer par la différence de contraintes normales de flexion ou membrane entre les couches mat et UD. Les matériaux pultrudés montrent une ruine de type "bois vert", par l'accumulation de plusieurs mécanismes de rupture : rupture des fibres, décohesion à l'interface fibre/matrice, rupture transversale et longitudinale de la matrice. Conformément aux observations concernant les schémas de fissuration, le mode de rupture souligne l'influence du procédé de transformation du système composite.

L'observation des modes de ruine confirme les hypothèses émises au cours du paragraphe précédent. La pultrusion de rovings montre la rupture des fibres de renfort tandis que les matériaux MAT et MC présentent une rupture de type "pull-out". La structuration mésoscopique est visiblement dirigée par le processus de fabrication du système composite. La pultrusion conduit à un meilleur transfert de charge entre la fibre et la matrice et donc à une amélioration des propriétés d'interface fibre/matrice. Un arrangement géométrique régulier, induit par le processus de pultrusion peut également être responsable de l'amélioration des propriétés mécaniques du composite.

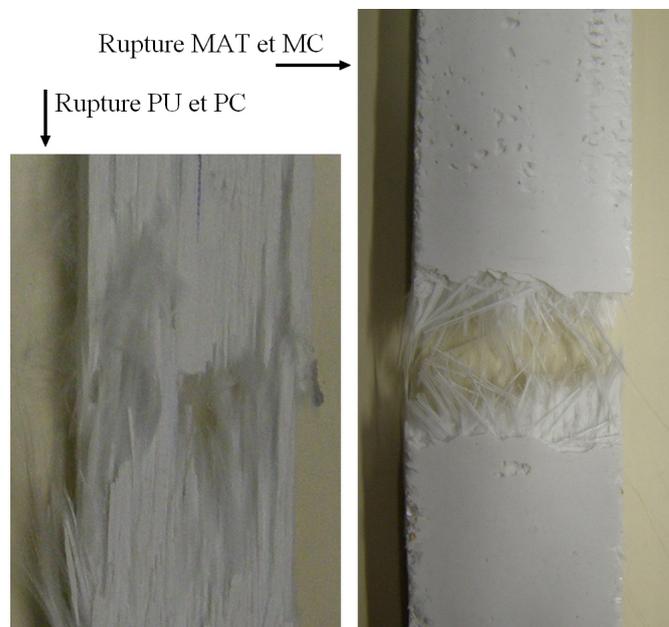


FIG. 4.7 – Mode de ruine en traction

Les hypothèses émises quant à l’ancrage mécanique des fibres de verre dans la matrice CPI sont confirmées par la présence de fibres de renfort sans matrice à l’approche de la zone de rupture. Dans le cas des systèmes composites pultrudés ou stratifiés, nous pouvons nous rendre compte de l’absence d’imprégnation des fibres de renfort.

4.2.6 Discussion et conclusion

La rupture de la matrice pure en traction intervient pour une contrainte de l’ordre de 10 GPa . Lors des essais de traction, les éprouvettes MAT et MC montrent une apparition de la fissuration pour ces niveaux de chargement (7.2 GPa et 9.2 GPa). On peut néanmoins remarquer que la pultrusion recule les limites d’endommagement, signe d’un état de contrainte différent. Le procédé de transformation a une influence significative sur le comportement mécanique du composite. L’imprégnation des fibres de manière indépendante entraîne une amélioration de l’ancrage mécanique des fibres. Une étude micrographique de la zone de rupture semble indispensable à une bonne compréhension des phénomènes d’imprégnation, d’arrangement des fibres et des mécanismes de ruine.

L'étude de l'ouverture des fissures et de l'espacement moyen (analyses micrographiques) peut également permettre de déterminer l'évolution des contraintes moyennes à l'interface fibre/matrice, qui ont une influence sur les mécanismes de ruine en traction. Cuypers (Cuypers, 2002) mesure, sur des éprouvettes à matrice CPI renforcée par mat et fibres UD, un espacement moyen de la fissuration de l'ordre de 0.9 mm.

4.3 Essais de compression

4.3.1 Introduction

La littérature présente peu d'essais de compression sur des composites à matrice minérale renforcée par textile en raison de la difficulté de description des mécanismes de rupture. En effet, la génération d'un champ de contrainte de compression pure est très difficile à réaliser, voire impossible (Antoine-Rahier *et al.*, 1998). Néanmoins, certains auteurs ont démontré que la contrainte ultime en compression est fortement dépendante de la résistance de la matrice (Fischer & Li, 2006). La ruine est souvent atteinte par l'action couplée de la compression et du cisaillement (Ochola *et al.*, 2004) (Hashem & Yuan, 2000). Dans le cas de la compression de plis unidirectionnels à fibres longues soumis à un chargement dans le sens des fibres, les mécanismes qui conduisent à la ruine ne sont pas dus à l'initiation et à la propagation de l'endommagement. La ruine est due à une instabilité de type micro-flambage qui génère une bande de cisaillement et qui conduit à la rupture brutale des fibres sous la forme d'une bande de pliage (El-Tateb, 2009). La ruine d'un composite en compression est fortement dépendante du mode de sollicitation (compression axiale ou flexion). Le module de compression mesuré en flexion 3-points est radicalement différent de celui déterminé en compression uni-axiale (Alaoui *et al.*, 2009) (Barak *et al.*, 2009). La flexion mène à sous-estimer le module de compression à cause notamment des effets géométriques (distribution des contraintes non uniforme, flambement, etc), des paramètres "machine" et des conditions limites.

En compression, différentes modes de ruptures sont responsables de la ruine de l'éprouvette. La figure 4.8 page suivante présente les quatre modes de ruine qui peuvent être observés.

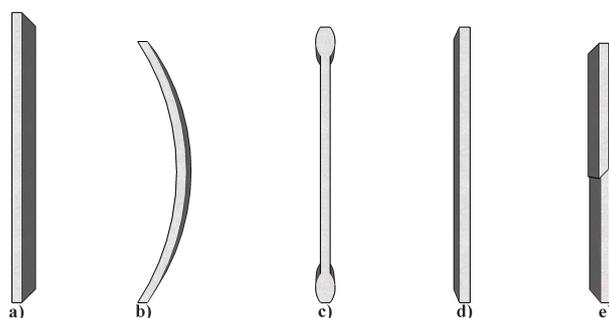


FIG. 4.8 – Modes de rupture en compression : a) éprouvette avant rupture, b) rupture par flambement généralisé, c) rupture par microflambage, d) rupture par dépassement de la résistance en compression pure et e) rupture par compression/cisaillement

4.3.2 Procédure d'essai

La norme ASTM D 6484/D6484M-04 (ASTM, 2009) propose une méthodologie de caractérisation de matériaux composites à matrice polymère basée sur l'utilisation d'un bâti de compression permettant de limiter les phénomènes de micro-flambage des fibres. Cuypers (Cuypers, 2002) a mis en place un système de guidage d'une éprouvette composite à matrice minérale et renfort 2D en fibre de verre E de manière à éviter le flambement sans apporter de rigidité supplémentaire (voir figure 4.9). La norme ASTM recommande une épaisseur minimum des échantillons de 4 mm pour un module d'élasticité en compression inférieur à 70 GPa.

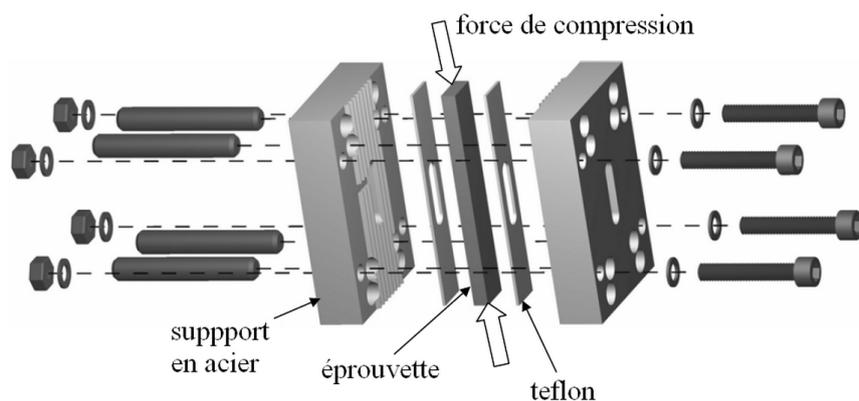


FIG. 4.9 – Dispositif de guidage en compression (Cuypers, 2002)

Nous avons réalisé au sein du laboratoire un bâti de compression en acier, destiné à limiter les phénomènes de micro-flambage, tout en autorisant le raccourcissement de l'éprouvette (voir figure 4.10).

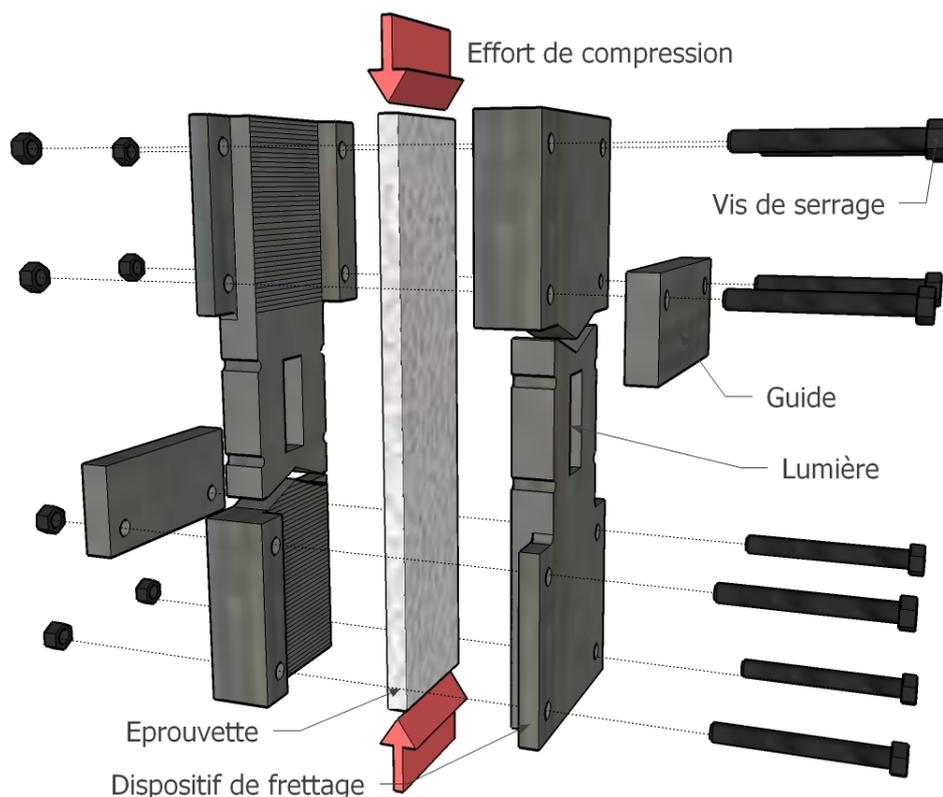


FIG. 4.10 – Dispositif expérimental de guidage en compression (ASTM, 2009)

Le support mesure 300 mm de haut, 110 mm de largeur et 72 mm d'épaisseur. L'écrasement maximale de l'éprouvette est de 5 mm . Les éprouvettes doivent être parallélépipédiques et avoir une hauteur de 300 mm , une largeur pouvant atteindre 70 mm et une épaisseur maximale de 10 mm . Il est important d'assurer une répartition de la charge la plus homogène possible en soignant le parallélisme des faces d'appuis et en favorisant le glissement des contacts entre éprouvette et montage. Une lumière est réalisée sur les mors afin d'accueillir une éventuelle jauge d'extensométrie. Les mors sont maintenus en place par la présence de 8 vis de serrage qui ne doivent avoir qu'un rôle de guidage. Le couple de serrage doit être maîtrisé par une clé dynamométrique afin d'éviter un confinement trop important de l'éprouvette.

Le dispositif est placé dans une presse de compression Euromatest SINTCO équipé d'un vérin de capacité 200 kN et d'un capteur de déplacement LVDT de 100 mm (voir figure 4.11). L'essai est piloté en déplacement à une vitesse moyenne de l'ordre de 1 mm/min . L'enregistrement des données est réalisé à une fréquence de 1 Hz .

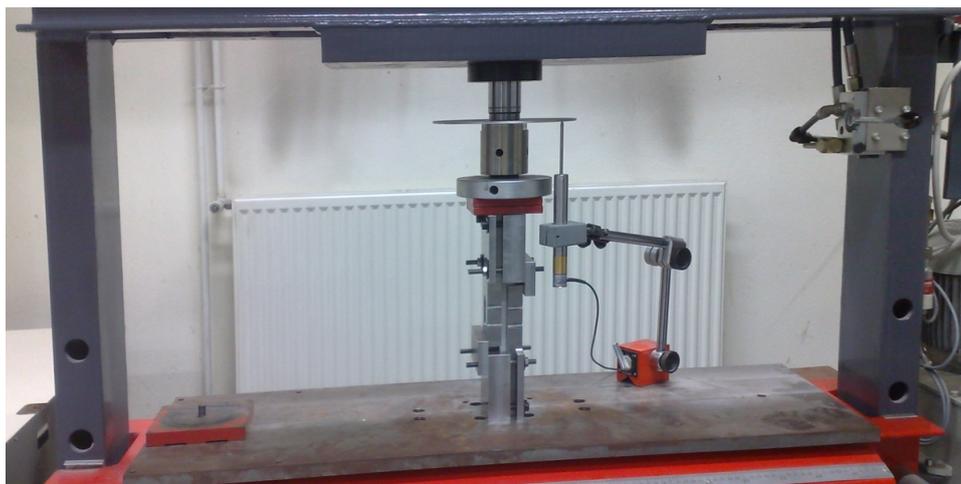


FIG. 4.11 – Banc d'essai pour la caractérisation en compression

4.3.3 Résultats et analyse

Six éprouvettes ont été réalisées en matériau MAT, six en matériau MC, six en PU et quatre en PC. La largeur est fixée à 47 mm . En raison de la variabilité réputée importante des résultats en termes de contrainte ultime de compression, une attention particulière est portée sur la réalisation des éprouvettes (planéité des surfaces de contact et parallélisme). Les essais sont tous réalisés par le même opérateur et sur les mêmes butées de positionnement de manière à limiter l'influence de biais de mesures associés.

Les contraintes et déformations sont calculées à partir de la force appliquée F , de la section transversale de l'éprouvette S et de l'allongement mesuré Δl grâce aux relations suivantes :

$$\sigma = \frac{F}{S} \text{ et } \varepsilon = \frac{\Delta l}{l}$$

La norme NF EN ISO 604 sur la détermination des propriétés en compression autorise l'utilisation du déplacement de la traverse du portique d'essai afin de mesurer Δl à la condition d'une correction de la complaisance C_M .

$$\Delta l = \Omega - C_M F$$

avec Ω le déplacement mesuré de la traverse

La complaisance du portique d'essai est estimée égale à $2.3 \cdot 10^{-4} \text{ mm} \cdot \text{N}^{-1}$. Pour les matériaux anisotropes, conformément à la norme, le pied de la courbe contrainte/déformation est négligé. Le module de compression est déterminé en réalisant le rapport entre la contrainte et la déformation. La figure 4.12 présente la méthode d'évaluation des caractéristiques mécaniques en compression. La figure 4.13 page ci-contre présente les courbes contrainte/déformation obtenues lors des essais de compression pour les quatre matériaux testés. On peut noter une faible non linéarité de comportement. Les singularités visibles sur les courbes sont engendrées par l'amorçage et la propagation de l'endommagement.

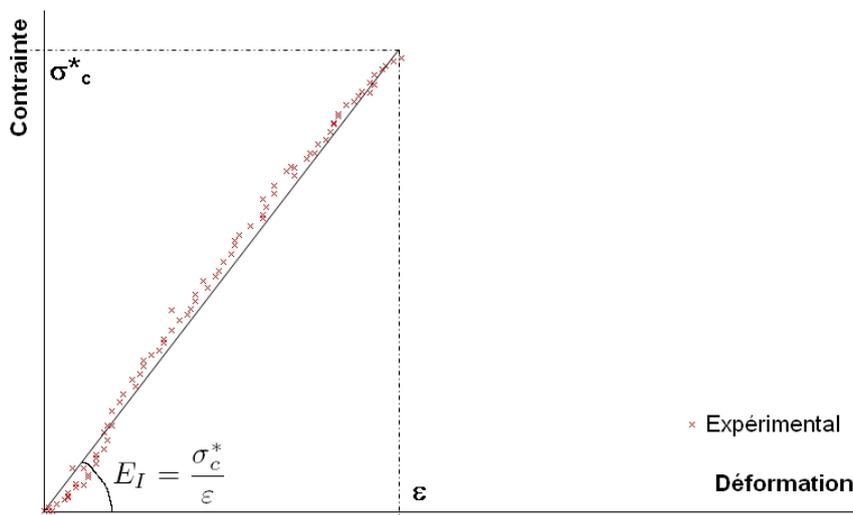


FIG. 4.12 – Exploitation des résultats expérimentaux en compression

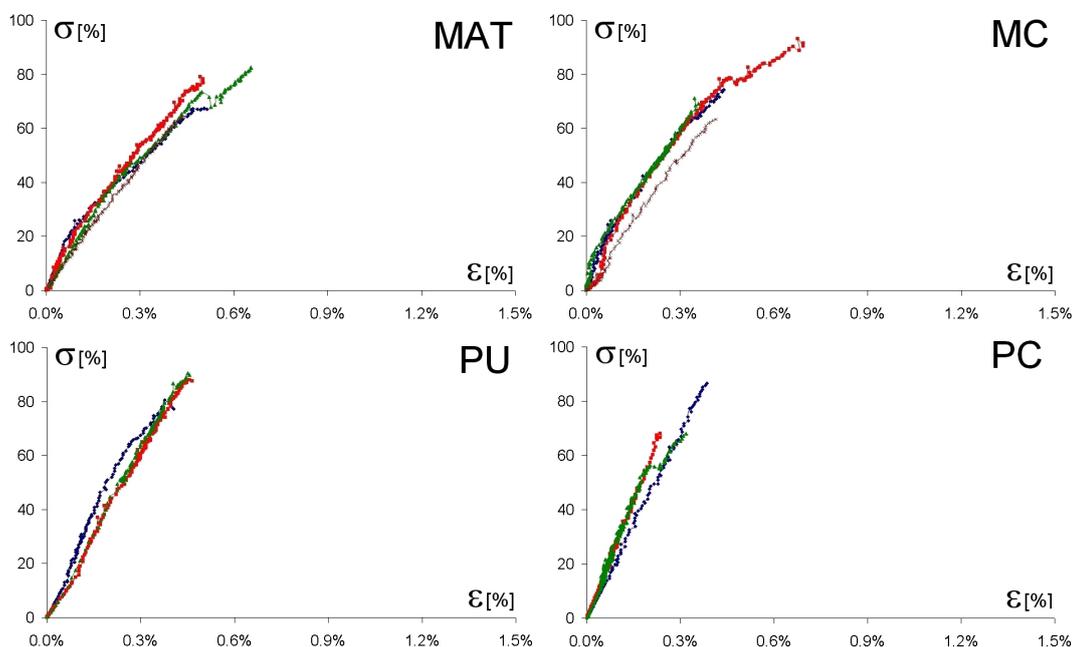


FIG. 4.13 – Courbes contrainte/déformation des essais de compression

Le tableau 4.6 résume les performances mécaniques déterminées expérimentalement. Le comportement en compression des systèmes composites est considéré comme élastique jusqu'à la rupture. Le comportement post-pic résulte de l'influence du module de frettage et ne sera pas exploité. En effet, la présence du bâti de guidage gêne le délaminage progressif des matériaux stratifiés et peut donc engendrer un comportement post-pic fictif.

	V_f [%]	Section [mm^2]	σ_c^* [MPa]	E [MPa]
MAT	15	490.0	71.6 ± 5.1	$12\,940 \pm 515$
MC	14	74.6	74.6 ± 6.2	$16\,540 \pm 622$
PU	21	473.4	86.4 ± 4.1	$22\,125 \pm 535$
PC	27	537.2	74.4 ± 9.7	$25\,510 \pm 578$

TAB. 4.6 – Résultats des essais de compression

En raison de la présence du dispositif de frettage, une analyse de l'évolution de la fissuration n'est pas possible. La figure 4.14 page suivante montre

les faciès de rupture en compression.

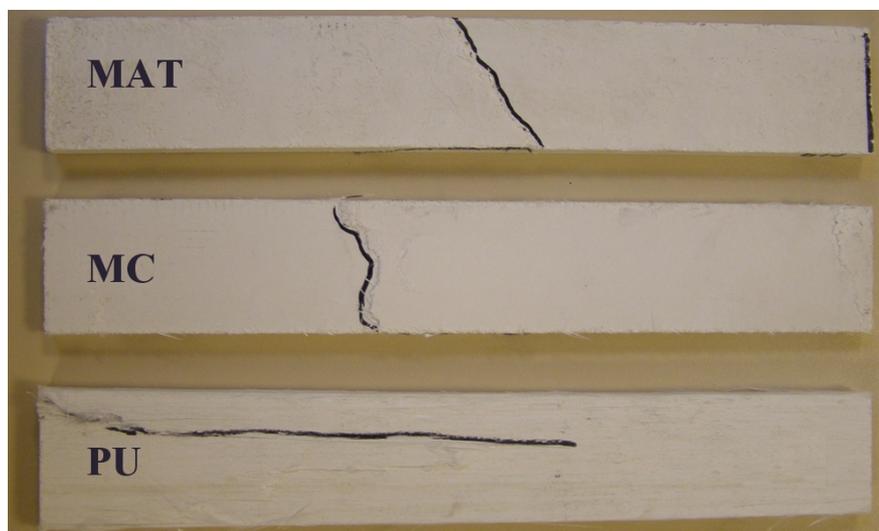


FIG. 4.14 – Faciès de rupture en compression

Les éprouvettes "MAT" et "MC" présentent une rupture par glissement (mode II) qui est consécutive à l'apparition d'une fissure perpendiculaire à l'éprouvette. Les éprouvettes pultrudés montrent un rupture caractéristique du mode I, par flambage des fibres et désolidarisation des fibres et de la matrice. Ce phénomène engendre une fissuration longitudinale de l'éprouvette.

L'essai de compression réalisé au moyen d'un système de guidage permet d'établir l'allure du comportement en compression et permet d'évaluer de manière relativement convenable la valeur du module de compression. L'analyse des résultats en termes de contraintes ultimes reste néanmoins délicate en raison de l'influence du système de guidage. Les contraintes peuvent être sur-évaluées par ce dispositif. Des essais sur un grand nombre d'échantillons (20) ont donc été réalisés sans l'utilisation du dispositif de guidage de manière à évaluer la contrainte ultime de compression du matériau. De manière à éviter les phénomènes d'instabilité locale, l'élancement des échantillons est fixé à 2. En raison de l'épaisseur des composites imposée par le procédé de transformation, les dimensions des échantillons sont les suivantes : $10 \times 10 \times 20$ ht mm^3 . Les essais sont conduits sur une presse de traction/compression Zwick de chez Materialprüfung, pilotée en déplacement à une vitesse de 1 mm/min . Les résultats sont présentés en figure 4.15 page suivante sous la forme de représentations statistiques.

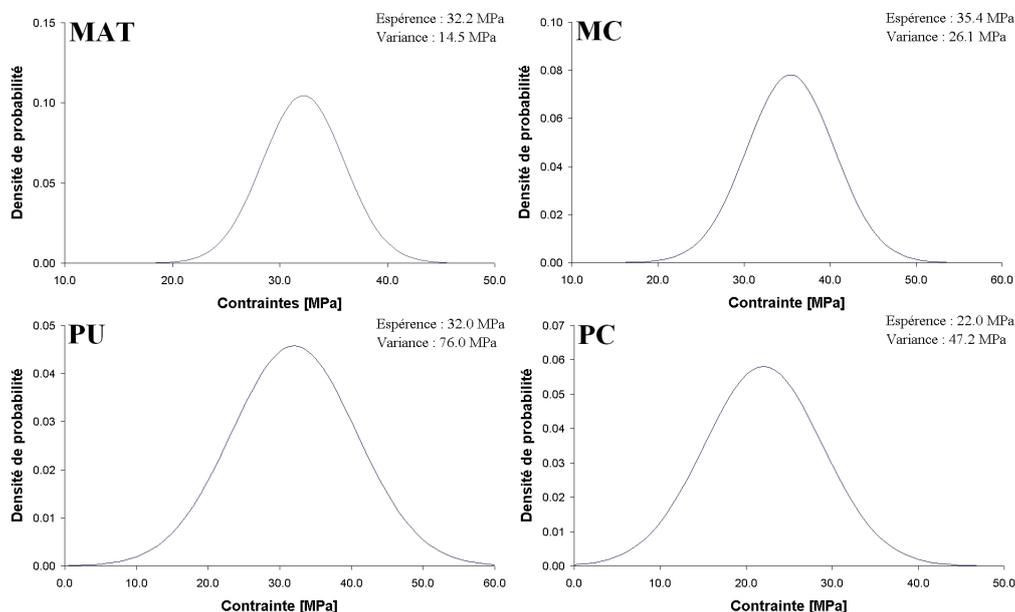


FIG. 4.15 – Répartition gaussienne des contraintes admissibles en compression des matériaux MAT, MC, PU et PC

Un écart de l'ordre de 50 à 60% avec l'essai de compression faisant intervenir le dispositif de guidage est mesuré, pour les matériaux MAT, MC et PU. Le matériau PC montre une différence inférieure, de l'ordre de 30%. Nous pouvons remarquer la plus grande divergence de résultats pour les échantillons de matériau PU et PC. L'écart type sur les contraintes mesurées de ces matériaux est de 9.0 et 7.0 MPa. La rupture de l'interface suivie d'un micro-flambage a causé la ruine de toutes les éprouvettes par rupture du feuillet. Ce mode de rupture induit une désolidarisation des fibres et de la matrice, due aux différences des coefficients de Poisson et est liée à la qualité de l'interface.

La contrainte de compression admissible du matériau f_c est bornée par les valeurs des contraintes σ_c^* et σ_c déterminées lors des essais de compression avec et sans le dispositif de fretage :

$$\sigma_c \leq f_c \leq \sigma_c^* \quad (4.1)$$

Le tableau 4.7 page suivante confronte les résistances maximales déterminées à partir des essais de compression uni-axiaux sans et avec le système

de frettage. Une forte différence est visible entre ces deux essais de caractérisation. Le retour des essais sur structures confirme les valeurs caractéristiques issues de l'essai de compression guidé (voir partie III : Comportement structuraux de composites à matrice minérale). L'essai de caractérisation sur petites éprouvettes n'est pas adapté en raison de leurs dimensions. Lors de la découpe des échantillons, un endommagement prématuré est créé induisant de nombreux points de faiblesse. Afin de valider les valeurs estimées à partir de cet essai, nous avons réalisé un essai de caractérisation indirecte au travers d'un essai de flexion.

Eprouvette	V_f [%]	σ_c [MPa]	σ_c^* [MPa]
MAT	15	32.2	71.2
MC	14	35.4	74.4
PU	21	32.0	86.4
PC	27	22.0	77.3

TAB. 4.7 – Comparaison des résultats des essais de compression

4.3.4 Caractérisation indirecte : essai de flexion

Plusieurs études montrent l'intérêt de l'essai de flexion pour déterminer les contraintes à la rupture en flexion 4-points (Grandidier *et al.*, 1992) ou 3-points (Devaux *et al.*, 2005) (Houget, 1992). La flexion permet d'identifier la loi de comportement compression à la condition de la connaissance du comportement en traction. Alaoui (Alaoui *et al.*, 2009) confronte les valeurs des modules de compression déterminées à partir d'essais de compression uni-axiale, de flexion 3-points et acoustique. Carbajal et Mujika (Carbajal & Mujika, 2009b) ont étudié l'influence du rapport de la portée sur la hauteur pour déterminer la contrainte de compression maximale. De manière à favoriser un mode de rupture par compression des fibres en partie haute, le rapport $\frac{L}{h}$ doit être compris entre 10 et 17. De plus, les auteurs proposent une épaisseur minimum des éprouvettes correspondante à 1 000 fois le diamètre des fibres dans le cas d'un composite à fibres unidirectionnelles. Mujika (Mujika, 2006) a calculé une faible différence entre le module mesuré à partir d'un essai de flexion 4-points ou 3-points (inférieur à 5%). L'essai flexion 4-points réalisé est présenté en figure 4.16 page suivante.

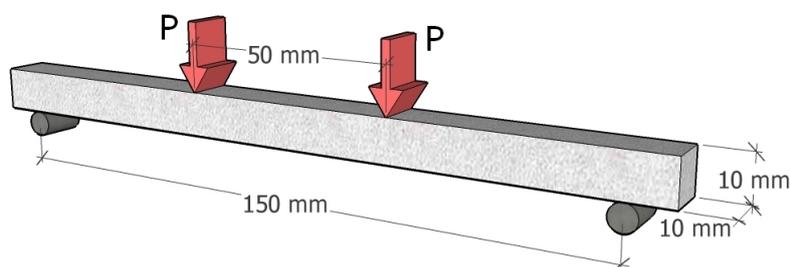


FIG. 4.16 – Essai de caractérisation indirecte par flexion

Une éprouvette de matériau PU est découpée aux dimensions $200 \times 10 \times 10$ mm³. Le ratio L/h est fixé à 15 de manière à prendre en compte les faibles performances au cisaillement du composite. L'essai de flexion est conduit sur une presse Zwick de chez Materialprüfung, pilotée en déplacement à une vitesse de 0.5 mm/min .

Mujika (Carbajal & Mujika, 2009a) propose une méthode basée sur le modèle de Whitney (Whitney, 1985) afin d'étudier l'effet de concentration des efforts lors d'un essai de flexion (voir annexe C). L'équilibre interne permet de déterminer la position de l'axe neutre de l'éprouvette en fonction du rapport $\lambda = \frac{E_t}{E_c}$. Le module de compression est calculé par la formule 4.2 (Mujika *et al.*, 2006) :

$$E_c = \frac{E_t}{\left(2\sqrt{\frac{E_t}{E_f}} - 1\right)^2} \quad (4.2)$$

Le comportement en flexion de l'élément est non linéaire. Les modules tangents de flexion sont mesurés respectivement égaux à 22 900 et 19 100 MPa, ce qui conduit à estimer le module de compression égale à 21 750 MPa.

Les contraintes de compression au niveau de la fibre supérieure sont donc calculées grâce à l'équation 4.3 :

$$\sigma_c = \frac{3Pa}{bh^2} \left(\frac{1 + \sqrt{\lambda}}{\sqrt{\lambda}} \right) \quad (4.3)$$

avec : P la charge appliquée (P=240 N)

a = 50 mm

h = la hauteur de l'éprouvette

b = la largeur de l'éprouvette

La rupture est survenue au niveau de la fibre supérieure, à l'interface entre la fibre et la matrice, par micro-flambage. La contrainte de compression est calculée égale à 92.6 MPa.

La comparaison entre les essais de caractérisation directe (avec le dispositif de frettage) et indirecte (flexion) montre un écart de l'ordre de 10% au niveau de la contrainte ultime et un écart de 2% pour les modules de Young. De plus, les essais réalisés sur des éléments de structure tendent à confirmer ces valeurs de résistance mécaniques en compression.

4.3.5 Discussion et conclusion

Le dispositif de frettage utilisé permet une bonne estimation du comportement en compression des composites à matrice minérale renforcée par fibres de verre. L'essai de compression uni-axial paraît plus simple à mettre en place et présente une dépendance moins marquée envers les faibles propriétés mécaniques au cisaillement de ces systèmes composites. En effet, lors des essais de flexion, les dimensions transversales de l'éprouvette sont réduites de manière à favoriser une rupture par compression, ce qui peut engendrer des difficultés supplémentaires quant à la réalisation des éprouvettes et à la représentativité des résultats. L'essai de compression sans frettage n'est pas représentatif.

Une étude de l'influence du dispositif de frettage doit être menée ultérieurement en contrôlant le couple de serrage des vis des fixation. L'augmentation de ce couple devrait engendrer une augmentation de la résistance et de la rigidité des éprouvettes. Un perfectionnement de cet essai est envisagé au travers de la prise en compte du couple de serrage. Une analyse graphique de la courbe asymptotique des résultats expérimentaux pourrait permettre l'estimation de la contrainte ultime de compression.

Néanmoins, l'efficacité de l'essai de caractérisation avec dispositif de frettage est confirmé par l'essai de flexion. Cet essai, simple à mettre en place, permet une évaluation des propriétés mécaniques des systèmes composites en compression. A l'aide de ce dispositif, nous obtenons des jeux de données cohérents, sans perturbations ni dégradations, afin d'analyser et de modéliser le comportement de structures composites en compression.

4.4 Essais de cisaillement

4.4.1 Introduction

La caractérisation du comportement en cisaillement des matériaux composite doit être abordée en fonction des axes de cisaillement : des travaux portent sur la caractérisation du cisaillement plan (intra-laminaire) de composites stratifiés et des travaux sur le délaminage, en particulier sous sollicitations de cisaillement en mode II ou III. Très peu d'études portent sur la caractérisation de l'ensemble des comportements de cisaillement de composite (Vittecoq, 2004).

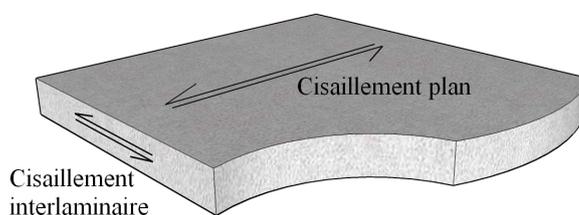


FIG. 4.17 – Cisaillement interlaminaire et cisaillement plan sur une plaque composite

Néanmoins, différentes méthodologies d'essais sont proposées dans la littérature, imposant des contraintes géométriques sur les éprouvettes ainsi qu'un matériel adapté. Les essais de torsion nécessitent la mise en place d'une machine de torsion (essais de torsion sur barreaux (Ferent, 1991) ou tubes (Phang *et al.*, 1978) (Swanson *et al.*, 1985)). Les essais de traction hors-axe conduisent à la mise en place d'une éprouvette de longueur suffisante faisant un angle α avec la direction des fibres (Boelher & Aoufi, 1990) (Sun & Chung, 1993). De telles éprouvettes ne peuvent pas être réalisées dans le cas de matériaux à fibres longues, unidirectionnelles et transformés par pultrusion. En effet, les plats de composites pultrudés mesurent environ 100 mm de largeur, ce qui est insuffisant pour réaliser un essai de traction hors-axe. Iosipescu présente un essai de caractérisation en cisaillement sur un composite entaillé (Walrath & Adams, 1983) (Broughton *et al.*, 1990).

Les essais réalisés sur des composites unidirectionnels à matrice organique montrent que les premières fissures apparaissent sous l'effet de la sollicitation transverse (Pierron, 1994). Les essais de flexion 3-points avec appuis rapprochés (Roudet & Degallaix, 1999) (voir figure 4.19 page suivante) vont

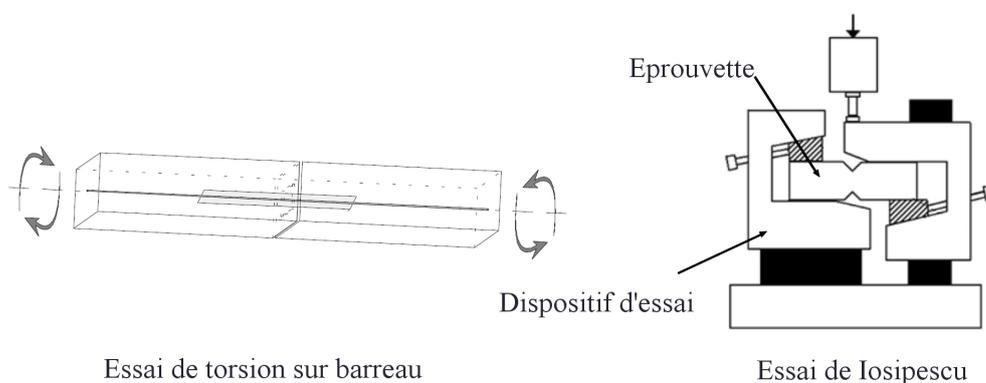


FIG. 4.18 – Essais de caractérisation au cisaillement : torsion sur barreau et essai de Iosipescu

également induire des désordres dus à la faible résistance du matériau en traction transverse (cas des composites à fibres longitudinales). L'interprétation de la valeur de la contrainte apparente de cisaillement inter-laminaire est complexe car plusieurs paramètres ont une influence non négligeable : la présence de défauts et leur localisation, les propriétés de la matrice et son état de réticulation ainsi que la séquence d'empilement (Baley *et al.*, 2004) (John & Brown, 1998). Les essais recensés dans la littérature ne font jamais intervenir des composites à matrice minérale.

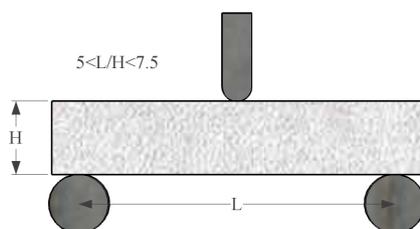


FIG. 4.19 – Essais de caractérisation au cisaillement interlaminaire

Deux méthodologies de caractérisation en cisaillement ont été retenues dans cette étude :

- ⇒ un essai de traction sur éprouvette entaillée afin de déterminer la valeur de la contrainte de cisaillement (Chiao *et al.*, 1977) (Dadras & Dowell, 1990) ;

- ⇒ un essai de cisaillement innovant qui génère un champ de cisaillement par traction dans le but de définir la loi de comportement du matériau en cisaillement (allure du comportement, identification du module de cisaillement G).
- ⇒ un essai de résistance au cisaillement interlaminaire sur éprouvette entaillée soumise à un champ de contrainte de traction/cisaillement.

4.4.2 Essais de cisaillement plan

Procédure d'essai

Les essais de cisaillement devraient engendrer un champ de contraintes de cisaillement uniforme dans le plan. Les essais de torsion sur éprouvettes de forme tubulaire permet de générer un champ de contrainte de cisaillement "pur" mais ils ne sont pas applicables aux éprouvettes plates. L'essai de cisaillement selon Iosipescu conduit à un champ de cisaillement relativement pur. Cet essai est normalisé par la norme américaine ASTM pour les matériaux composites polymères et céramiques. Cet essai demande néanmoins un bâti de caractérisation spécifique, relativement complexe à mettre en œuvre. Nous avons donc choisi de suivre une procédure de caractérisation basée sur un essai DNS (de l'anglais *Double Notched Shear*). Deux entailles sont effectuées sur l'éprouvette afin de générer un champ de cisaillement non uniforme (Dadras & Dowell, 1990) (Fang & Chou, 1993) (Markham & Dawson, 1975) (Sugitama *et al.*, 1999) (Shokrieh & Lessard, 1998) (Tanabe *et al.*, 2003) (Jiménez-Piqué *et al.*, 2000). La norme américaine ASTM D 3165 avance des dimensions d'éprouvettes définies mais les différentes études ne suivent que rarement ces prescriptions. Unal (Unal & Bansal, 2002) réalise une analyse aux éléments finis (FEM) afin de déterminer la distribution des contraintes de cisaillement entre les deux entailles. La figure 4.20 page suivante montre le maillage réalisé par Unal afin de déterminer la distribution des contraintes de cisaillement.

Les éprouvettes réalisées sont de dimensions $20 \times 4 \text{ mm}^2$. Généralement, dans le cas de composites CCV, les éprouvettes sont longues de 200 mm et larges de 100 mm avec une distance entre entailles comprise entre 20 et 50 mm (Mohamadou, 1994) (Barr *et al.*, 1988). Au regard de la géométrie des lames pultrudés, nous avons choisi de réaliser des éprouvettes de 250 mm de long et 45 mm de large. La distance entre entailles est fixée à 50 mm (voir figure 4.21 page suivante). L'exactitude de la profondeur des entailles est essentielle afin de sectionner l'intégralité des fils longitudinaux.

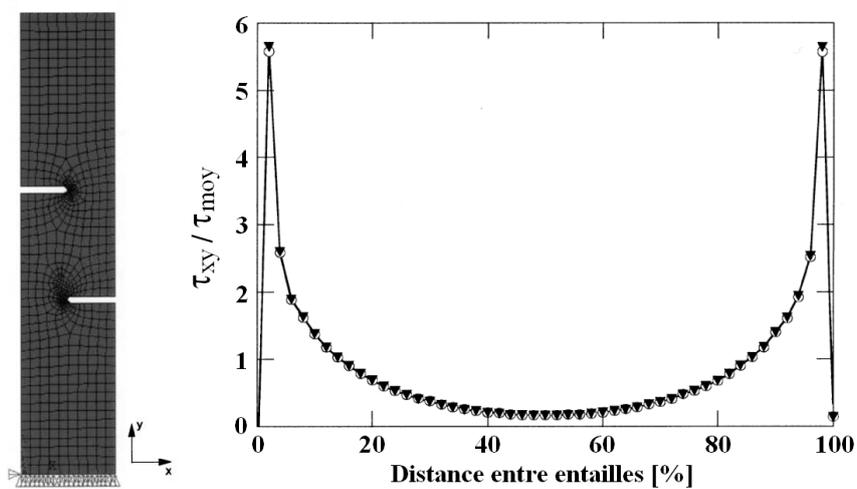


FIG. 4.20 – Analyse FEM de la distribution des contraintes de cisaillement (Unal & Bansal, 2002)

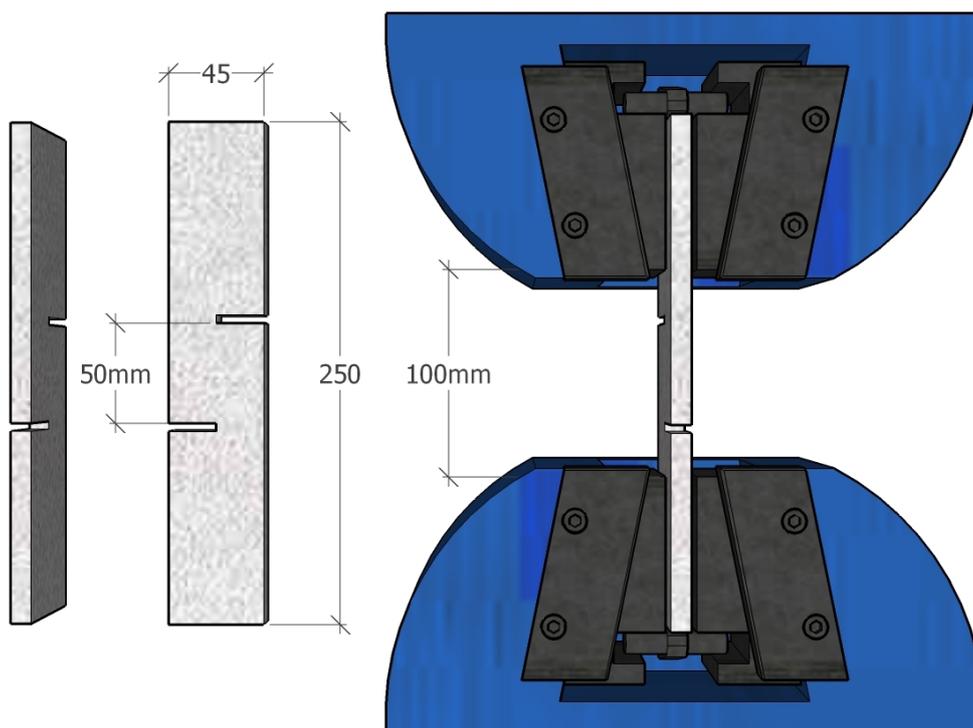


FIG. 4.21 – Essai de cisaillement sur éprouvette entaillée

Les essais sont menés sur une machine de traction HOYTOM TN-MD de chez Controlab, équipée d'un capteur de force 200 kN UTILCELL Modèle 750. La vitesse de déplacement de la traverse est de l'ordre de 1 mm/min . Les essais sont réalisés dans des conditions normales de température et d'humidité (environ 20°C et 50% HR).

Méthodes d'exploitation

Dès 1938, Volkersen a souligné la non uniformité des contraintes de cisaillement dans un joint de colle (voir figure 4.22) (Volkersen, 1938) (Paroissien, 2006). L'auteur met en lumière l'apparition de pics de contraintes aux extrémités du joint. Shokrieh (Shokrieh *et al.*, 1995) montre que cette théorie est vérifiable dans le cas d'éprouvettes entaillées soumises à une champ de contrainte de traction. Dans le cas d'un assemblage équilibré et symétrique ($E_1 = E_2$ et $S_1 = S_2$), la contrainte de cisaillement entre les deux entailles peut s'écrire sous la forme suivante :

$$\tau(x) = \tau_{moy} \times \frac{\eta L}{2} \frac{ch(\eta x)}{sh\left(\frac{\eta L}{2}\right)} \quad (4.4)$$

$$\text{avec } \eta = \left[\frac{2G}{ESe} \right]^{0.5}$$

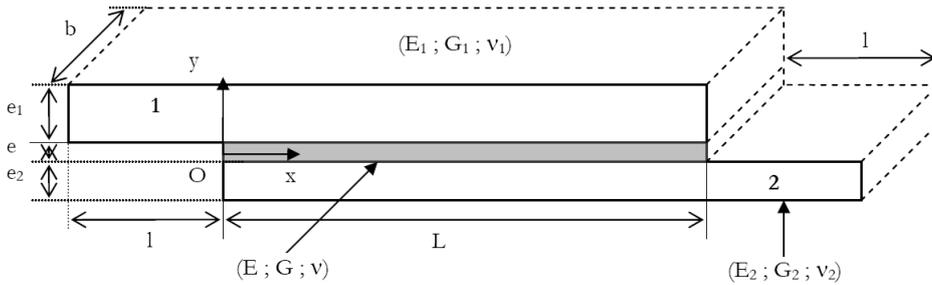


FIG. 4.22 – Géométrie et notation du joint collé en simple recouvrement (Paroissien, 2006)

Ce qui conduit à

$$\tau_{max} = \tau_{moy} \times \frac{\eta L}{2} \coth\left(\frac{\eta L}{2}\right) \quad (4.5)$$

Dans notre cas, nous considérerons la contrainte de cisaillement comme la moyenne des contraintes sur la longueur du recouvrement. La contrainte de cisaillement moyenne est donc déterminée par la formule suivante :

$$\tau_{moy} = \frac{F}{S} \quad (4.6)$$

avec F la force à rupture
 S la section cisailée

La théorie de Volkersen prend en considération la microstructure du matériau composite au travers des paramètres e ou S . L'estimation de ces facteurs est délicate et la transversalité de l'analyse multi-échelle complexifie l'analyse. Une approche par la Méthode des Eléments Finis MEF est appliquée afin de définir la distribution des contraintes de cisaillement entre les entailles. Une analyse 2D est menée grâce au logiciel ANSYS en utilisant des éléments 2D (plane182). Le maillage réalisé est très fin, avec des éléments 1 mm de côté. Les conditions limites sont conformes à l'essai de traction. Les surfaces latérales sont bloquées en y afin de prendre en compte l'influence des mors sur le déplacement latéral. La force de traction est appliquée en tête d'éprouvette. Les constantes d'élasticité utilisées sont conformes aux essais de caractérisation.

La figure 4.23 page ci-contre présente le schéma de modélisation et la distribution des contraintes de cisaillement entre les entailles. La contrainte de cisaillement moyenne est de 4.9 MPa dans le cas du composite PU, ce qui est en accord avec les résultats expérimentaux. Le rapport $\frac{\tau_{max}}{\tau_{moy}}$ est de l'ordre de 2.9 pour les composites PU et PC.

Résultats et exploitation

Huit éprouvettes ont été réalisées : quatre en matériau PU et quatre en matériau PC. Cet essai n'est pas mené sur les matériaux MC et MAT en raison de la forte résistance de ces matériaux vis-à-vis des sollicitations de cisaillement. En effet, la présence de fibres de renfort courtes et dispersées entraîne une augmentation de la capacité résistante du composite au cisaillement. Les modes de ruine obtenus pour ces matériaux sont caractéristiques d'une ruine en traction et non au cisaillement. Nous avons donc écarté ces échantillons.

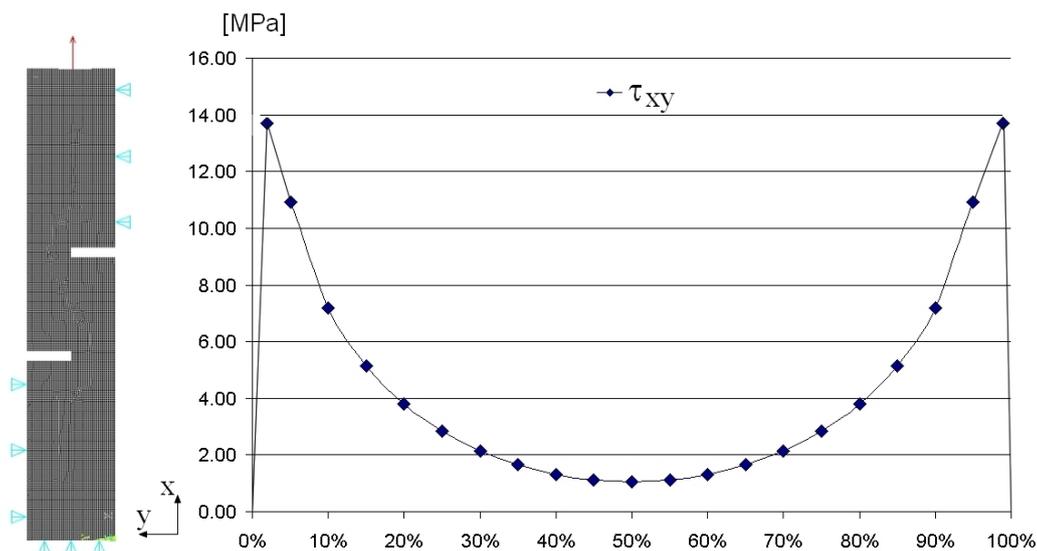


FIG. 4.23 – Modélisation et résultats de l'analyse MEF du matériau PU

Le tableau 4.8 résume les résultats des différents essais de caractérisation. La contrainte admissible de cisaillement du matériau PU est très proche de celle du matériau PC. La faible valeur de contrainte de cisaillement peut s'expliquer par la mauvaise adhésion entre la fibre et la matrice.

	V_f [%]	Ep. [mm]	L_{ent} [mm]	Force [kN]	τ_{exp} [MPa]	$\tau_{FEM,moy}$ [MPa]	$\tau_{FEM,max}$ [MPa]
PU	21	9.4	50.2	2.36	5.0	4.8	13.7
PC	27	10.0	50.8	2.47	4.9	5.2	14.45

TAB. 4.8 – Résultats des essais de cisaillement

La figure 4.24 page suivante montre le mode de rupture des éprouvettes testées en systèmes composites PU et PC. Conformément à la théorie de Volkersen, la fissure s'amorce au droit des entailles et se propage jusqu'à la ruine totale de l'éprouvette. Les deux matériaux présentent le même mode de rupture : glissement à l'interface fibre/matrice. Le mode de ruine observé prouve la génération d'un champ de contrainte de cisaillement entre les entailles.

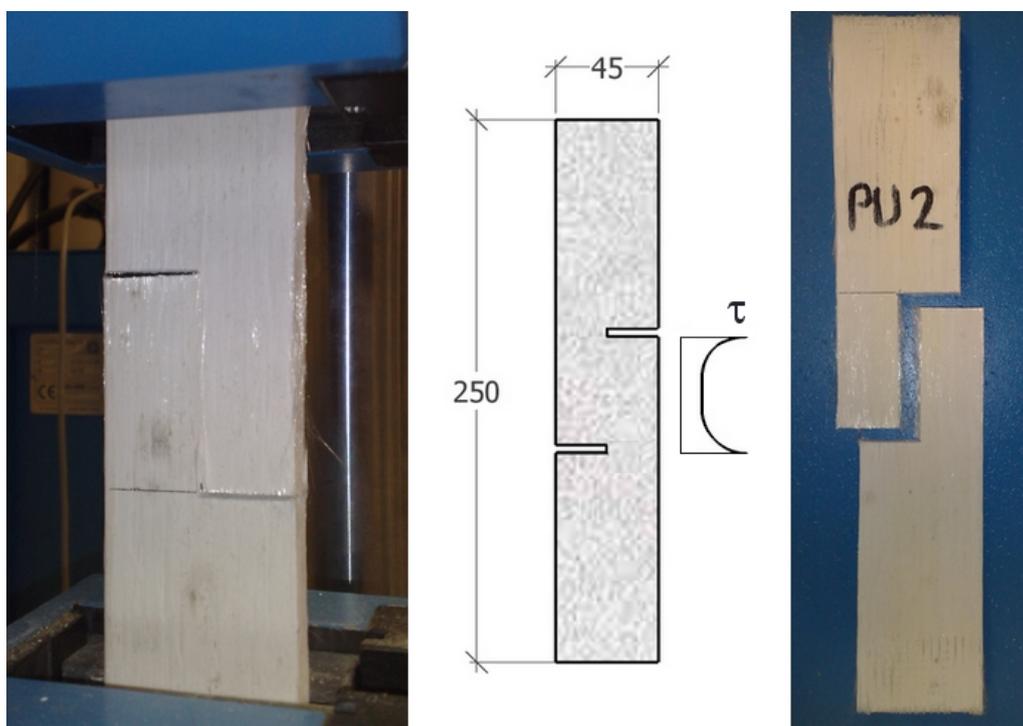


FIG. 4.24 – Mode de rupture

4.4.3 Essais de cisaillement "Picture Frame"

Procédure d'essai

Kim (Kim & Chang, 2006) utilise un essai de type "Picture Frame" afin de déterminer les propriétés en cisaillement de composites polymères renforcés par fibres de carbone. Cet essai est un test permettant d'imposer une cinématique de cisaillement pur. L'éprouvette est montée dans un parallélogramme déformable qui permet de solliciter l'échantillon en cisaillement. Les dimensions des éprouvettes sont de $290 \times 290 \text{ mm}^2$ et la surface sollicitée mesure $200 \times 200 \text{ mm}^2$. Les plaques composites sont fixées au cadres grâce à 5 vis de fixation. La déformation angulaire est contrôlée par une extension dans la direction de l'axe z à une vitesse de 1 mm/min . La figure 4.25 page suivante présente le dispositif expérimental avant et après déformation de cisaillement. Cet essai est initialement utilisé pour la caractérisation mécanique en cisaillement de tissus de renfort (Luycker, 2009).

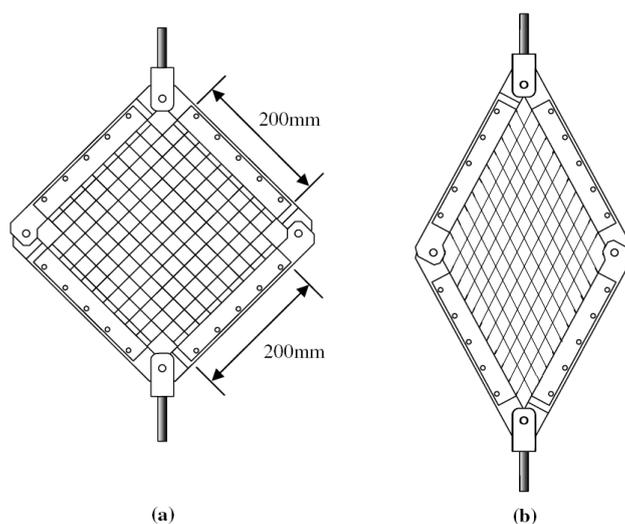


FIG. 4.25 – Test "Picture Frame" a) avant déformation de cisaillement et b) après déformation de cisaillement (Kim & Chang, 2006)

L'essai de caractérisation en cisaillement que nous avons mis en place au laboratoire LGCIE - site Bohr est basé sur un essai de type "Picture Frame". Le dispositif expérimental d'essai est constitué de 4 barres bi-articulés en acier de dimensions $100 \times 100 \text{ mm}^2$. Les dimensions extérieures du carré ainsi constitué est de 660 mm . Le support est fabriqué de manière à accueillir des éprouvettes carrées de dimensions comprises entre 100 mm et 400 mm . Des supports en forme de "L" renversé sont mis en place de manière à permettre l'installation d'échantillons de faibles dimensions. Ces supports présentent la particularité d'être ajustables aux dimensions exactes de l'éprouvette. Un effort de traction est appliqué sur deux angles opposés du dispositif grâce à une machine de traction. Le cadre se déforme en entraînant l'éprouvette. Un champ de contraintes de cisaillement pur est ainsi créé au cœur du matériau. La figure 4.26 page suivante présente le dispositif expérimental.

Les essais sont réalisés sur une machine de traction/compression Zwick de chez Materialprüfung, pilotée en déplacement à une vitesse de 1 mm/min . Les valeurs de déplacement de la traverse et de la force appliquée sont enregistrées à une fréquence de 10 Hz . Une rosette électrique de déformation (SKF-21432 de chez KYOWA, résistance : 120Ω) est collée au centre de l'éprouvette afin de déterminer le champ de contraintes du matériau.

La photographie 4.27 page 125 montre le dispositif d'essai mis en place

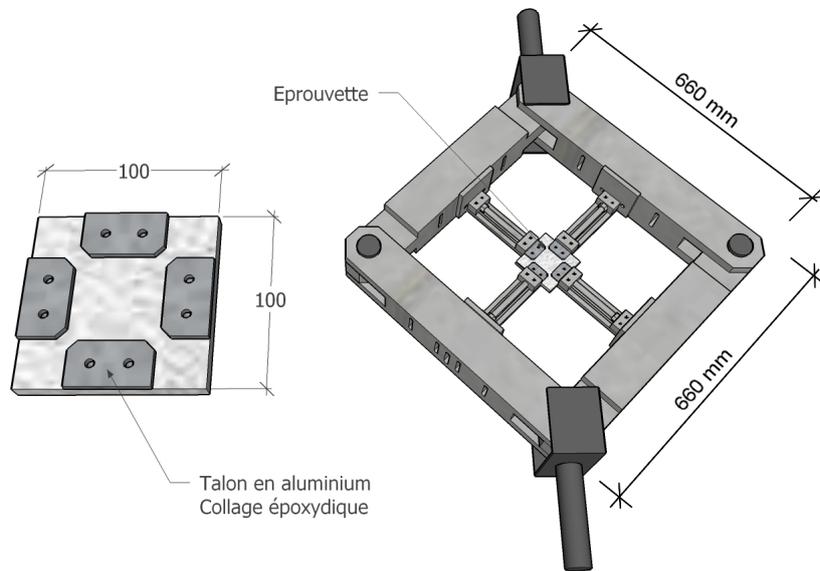


FIG. 4.26 – Dispositif expérimental d’essai de cisaillement

dans la machine de traction. L’éprouvette en matériau pultrudé est renforcée au niveau des appuis par des talons en aluminium collés grâce à une colle époxydique. Les talons sont ensuite percés de manière à autoriser le passage de deux vis de fixation qui empêchent la rotation de l’éprouvette. Les talons mesurent 25 mm de profondeur pour 50 mm de largeur. Les talons doivent être réalisés en quatre parties indépendantes afin de ne pas gêner la déformation de glissement. Les dimensions de la section d’éprouvette sollicitée est donc de $50 \times 50\text{ mm}^2$.

Méthodes d’analyse

Le dispositif a été largement étudié par McGuinness (Guinness & O’Bradaigh, 1997) qui propose un calcul de l’angle de cisaillement théorique γ imposé par le cadre, en fonction du déplacement d guidé par la machine et de la longueur L_c du côté du cadre.

$$\gamma(d) = \frac{\pi}{2} - 2 \cos^{-1} \left(\frac{\sqrt{2}}{2} + \frac{d}{2L_c} \right) \quad (4.7)$$

Le test permet d’imposer une cinématique de cisaillement pur, il est donc facile à dépouiller. La difficulté provient de l’alignement initial de l’éprouvette qui doit être rigoureusement identique au cadre. Dans le cas où un

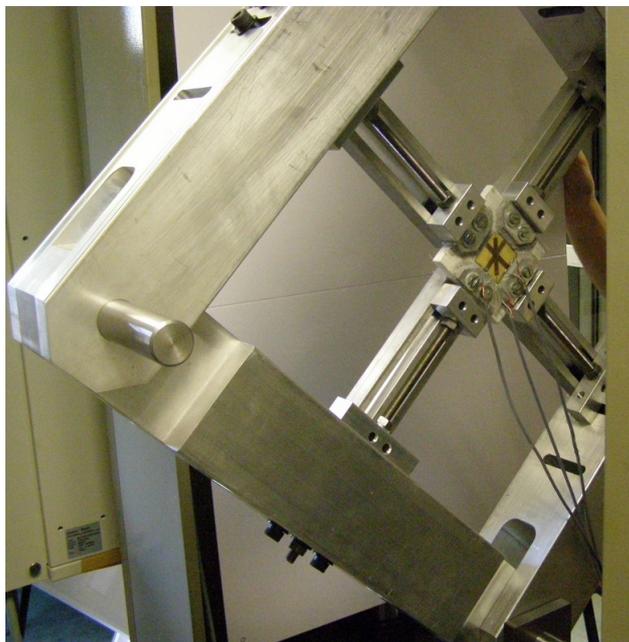


FIG. 4.27 – Photo du dispositif d’essai de cisaillement couplé à une machine de traction

défaut angulaire est initialement présent, une sollicitation de torsion peut apparaître au sein du matériau.

Cette première méthode de calcul de l’angle de cisaillement peut faire apparaître des biais dus à la rigidité du cadre et des rallonges qui vont supporter l’éprouvette. Afin de mesurer un angle de cisaillement correct, l’état de déformation est mesuré au centre de l’éprouvette à l’aide d’une rosette de déformation à 45° . A partir des déformations des trois jauges, on peut calculer les coefficients d et r , qui représentent le centre et le rayon du cercle de Mohr en déformation :

$$d = \frac{\varepsilon_a + \varepsilon_c}{2} \quad (4.8)$$

$$r = \frac{\varepsilon_a + \varepsilon_c}{2 \cos 2\varphi} \quad (4.9)$$

$$\text{avec } \operatorname{tg} 2\varphi = \frac{2\varepsilon_b - \varepsilon_a - \varepsilon_c}{\varepsilon_a + \varepsilon_c}$$

La déformation maximale de glissement peut donc être approchée par

l'ordonnée du cercle de Mohr (voir figure 4.28), ce qui conduit à déterminer le glissement égal au rayon du cercle de Mohr en déformation.

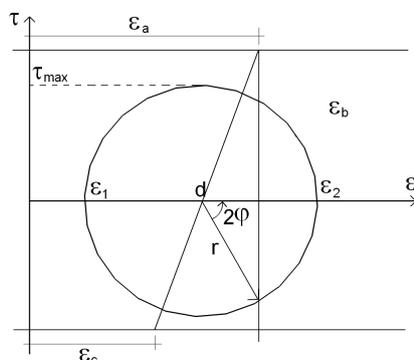


FIG. 4.28 – Représentation des déformations suivant le cercle de Mohr

La force de cisaillement qui se développe dans l'éprouvette peut être calculée à partir de la force mesurée F et de l'angle de glissement γ . La figure 4.29 montre une représentation schématique du cadre et des efforts. On peut donc évaluer la force de cisaillement par la formule suivante :

$$F_{sh} = \frac{F}{2 \cos\left(\frac{\alpha}{2}\right)} \quad (4.10)$$

avec $\alpha + \gamma = \frac{\pi}{2}$

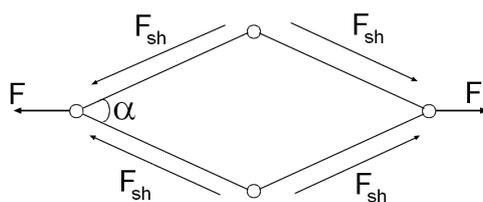


FIG. 4.29 – Evaluation des efforts de cisaillement

Résultats et analyse

Quatre éprouvettes carrées ($100 \times 100 \text{ mm}^2$) sont réalisées en PU, MAT, MC et PC. Les matériaux pultrudés sont très fragiles et une attention particulière doit être portée à la réalisation des éprouvettes de manière à mettre

en place un matériau non fissuré. Le collage puis le perçage des talons en aluminium peut engendrer une fissuration importante dans le matériau en raison de la faible résistance au cisaillement interlaminaire. La réalisation des éprouvettes demande de la minutie et du temps (entre huit et dix heures par éprouvette).

La figure 4.30 présente les courbes de glissement en fonction de l'effort de cisaillement. Le dispositif de déformation de cisaillement n'est pas parfait. Des contraintes de traction sont présentes au droit des fixations et augmentent en fonction du déplacement de la traverse. Une rotation des supports en forme de "L" renversé est visible, ce qui nous amène à nous limiter à l'exploitation des résultats pour de faibles valeurs de déformations de cisaillement.

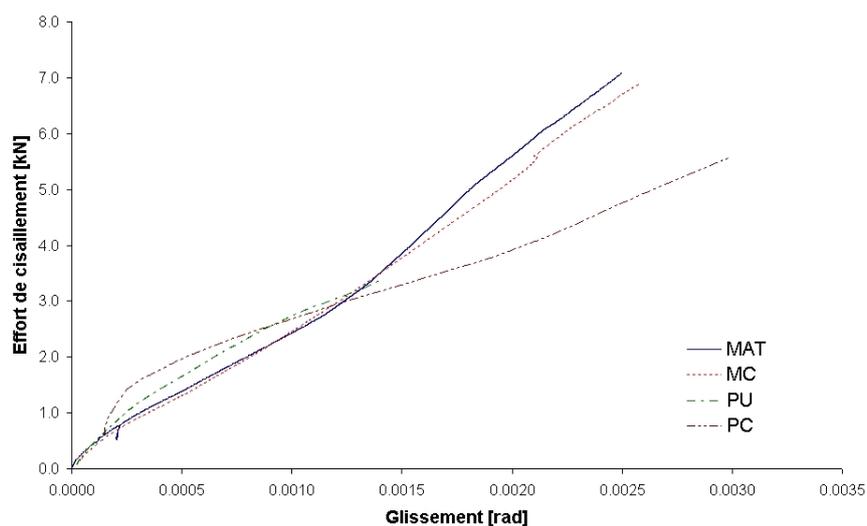


FIG. 4.30 – Courbes effort/glissement

L'évaluation de la contrainte de cisaillement τ est plus délicate. On propose d'évaluer cette valeur grâce à une approche en valeur moyenne avec la formule suivante :

$$\tau_{moy} = \frac{F_{sh}}{S_{cis}} \quad (4.11)$$

Le module de cisaillement sécant du matériau peut ensuite être déduit de la valeur de contrainte moyenne par l'analyse de la pente de la courbe

contrainte/glisement. Les valeurs des modules de cisaillement sécants sont présentées dans le tableau 4.9.

Eprouvette	V_f [%]	G_I [GPa]
MAT	15	4.0
MC	14	3.9
PU	21	6.0
PC	27	6.7

TAB. 4.9 – Résultats des essais de cisaillement "Picture Frame"

4.4.4 Essais de cisaillement interlaminaire

Procédure d'essai

Actuellement, il n'existe pas de consensus international sur les essais de cisaillement afin de caractériser le comportement au cisaillement de matériaux composites. Plusieurs auteurs suggèrent d'appliquer une sollicitation de compression sur une éprouvette entaillée (essai Double-Notch Shear DNS). Le tableau 4.31 page ci-contre résume les dimensions des éprouvettes retenues dans quelques études récents, qui s'appuient majoritairement sur la norme américaine ASTM.

	L [mm]	B [mm]	L_n [mm]	t [mm]
(Sakai <i>et al.</i> , 2000)	30	15	5	4
(Shokrieh & Lessard, 1998)	139.7	25.4	6.3	3.2
(Li <i>et al.</i> , 1999)	30	15	5	4
(Hinz <i>et al.</i> , 2009)	–	–	1.7	3.9
(Lara-Curzio & Ferber, 1997)	30	15	8	6
(Nie <i>et al.</i> , 2008)	30	15	10 à 2.5	3.5
(Wang <i>et al.</i> , 2009)	30	15	10 à 6	5
(Mohamadou, 1994)	100	50	12	8

TAB. 4.10 – Paramètres géométriques des essais de cisaillement par compression

Une étude aux éléments finis est présentée par Shokrieh (Shokrieh & Lessard, 1998). Nous pouvons néanmoins remarquer qu'il n'existe aucune homogénéité quand à l'espacement des entailles. Nie (Nie *et al.* , 2008) propose

une étude de l'influence de l'espacement des entailles sur la réponse du matériau. Ces essais de cisaillement/compression nécessite la mise en place d'un bâti de compression spécifique afin de limiter les phénomènes de flambage du matériau.

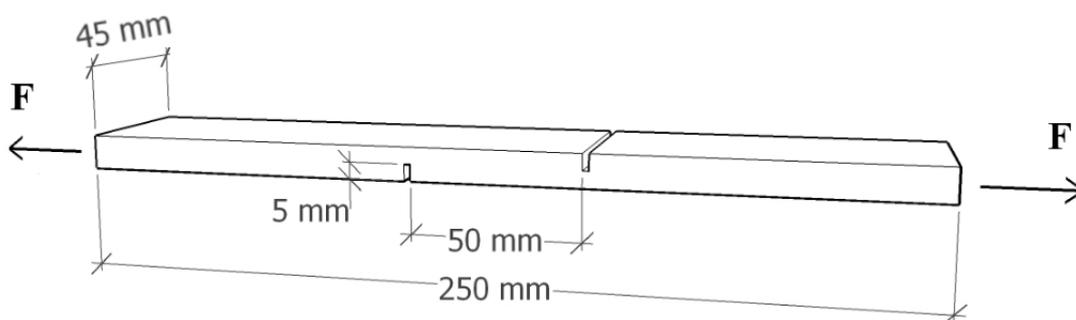


FIG. 4.31 – Essais de délaminage interlaminaire

Afin de limiter l'impact du flambage et le coût de l'essai, nous avons choisi de générer un champ de cisaillement à l'interface par une sollicitation de traction. De plus, l'AFGC propose une méthodologie analogue pour caractériser le comportement au cisaillement de plats pultrudés dans le cas de la réparation et le renforcement des structures en béton. L'essai de tenue au délaminage par traction consiste à solliciter en traction/cisaillement une interface à simple recouvrement. Les éprouvettes sont simples à découper et à tester. Les éprouvettes ont une section de $45 \times 10 \text{ mm}^2$. La longueur des éprouvettes est fixée à 250 mm . Deux entailles espacées de 50 mm sont réalisées sur une profondeur égale à la moitié de l'épaisseur de l'éprouvette afin de générer un champ de cisaillement. La profondeur des entailles doit être rigoureuse afin de sectionner l'intégralité des fils longitudinaux.

Les essais sont menés sur une machine de traction HOYTOM TN-MD de chez Controlab, équipée d'un capteur de force 200 kN UTILCELL Modèle 750. La vitesse de déplacement de la traverse est de l'ordre de 1 mm/min . Les essais sont réalisés dans des conditions normales de température et d'humidité (environ 20°C et $50\% \text{ HR}$).

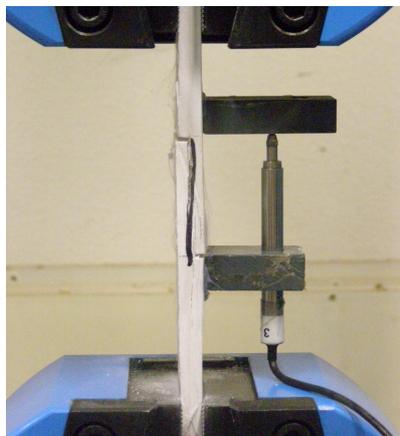


FIG. 4.32 – Photo du dispositif de montage

Résultats et analyse

Les contraintes de cisaillement ne sont pas uniformes entre les entailles (analyse MEF ou théorie de Volkersen). La contrainte de cisaillement apparente dépend de la distance avec les entailles (Lara-Curzio & Jenkins, 1999). Plusieurs approches par méthodes des éléments finis sont présentées dans la littérature (Shokrieh & Lessard, 1998). De la même manière que précédemment, une analyse MEF est effectuée afin de définir la distribution des contraintes entre les entailles. La figure 4.33 page suivante montre la distribution des contraintes de cisaillement τ_{xy} entre les deux entailles ainsi que la modélisation de l'éprouvette. L'analyse MEF met en évidence la présence de pic de sur-contraintes de cisaillement au voisinage des entailles. De la même manière que précédemment, une approche en contrainte moyenne est effectuée.

Seize éprouvettes sont réalisées, quatre à partir de chaque matériau (MAT, MC, PU et PC). Les résultats des essais de délaminage sont présentés dans le tableau 4.11 page ci-contre.

Le mode de ruine est conforme aux attentes (voir figure 4.34 page 132). La fissure s'amorce au droit des entailles puis se propage jusqu'à entraîner la ruine de l'éprouvette. Le délaminage est précisément atteint à l'interface renfort/matrice. On peut voir sur l'éprouvette MC le tissu de renfort UD 2071 intact. La faible adhésion chimique entre la fibre de verre E et la matrice se justifie ici par l'absence de matrice sur le renfort. Cette observation est particulièrement visible sur cette éprouvette mais elle est valable pour

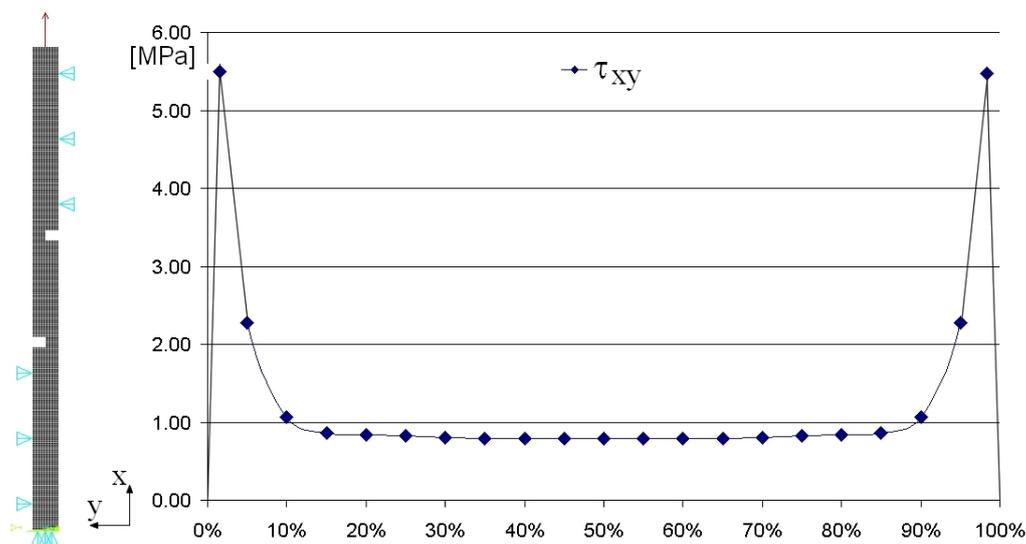


FIG. 4.33 – Analyse MEF de l'essai de cisaillement interlaminaire

	V_f [%]	τ_{exp} [MPa]	$\tau_{FEM,moy}$ [MPa]	$\tau_{FEM,max}$ [MPa]	Mode de ruine
MAT	15	1.2	1.2	4.9	délaminage interlaminaire
MC	14	1.3	1.3	5.5	délaminage interlaminaire
PU	21	1.4	1.4	5.5	délaminage interlaminaire
PC	27	2.1	2.3	10.0	délaminage interlaminaire

TAB. 4.11 – Résultats des essais de cisaillement par traction

l'intégralité des matériaux testés. La précision, peu fiable, des résultats nous pousse à estimer la valeur de cisaillement à l'interface de l'ordre de 2 MPa.

4.4.5 Discussion et conclusion

Les contraintes ultimes de cisaillement sont évaluées à l'aide d'un essai de traction sur éprouvette entaillée. Une approche en contrainte moyenne est proposée ici. Les matériaux pultrudés PU et PC montrent des valeurs caractéristiques limites très proches, de l'ordre de 5.0 MPa. Le mode de rupture obtenu confirme la génération d'un champ de contrainte de cisaillement entre les entailles.

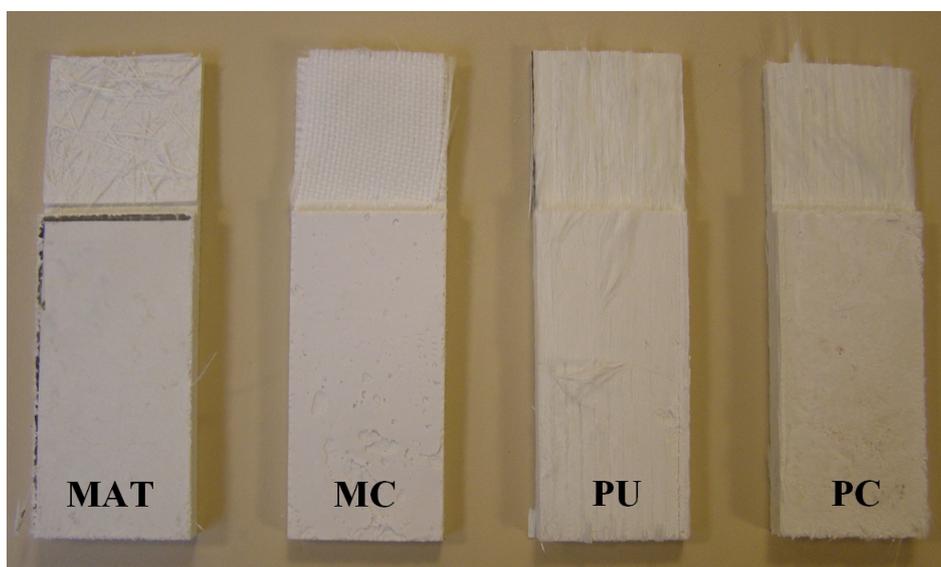


FIG. 4.34 – Mode de ruine au délaminage interlaminaire

Pour le moment, l'essai "Picture Frame" mis en place ne permet qu'une approche du module de cisaillement sécant. Les dimensions des éprouvettes paraissent trop réduites et il serait intéressant de réaliser des essais sur des éprouvettes de plus grandes dimensions. Un couplage avec une analyse aux éléments finis devrait également permettre de visualiser la distribution des contraintes de cisaillement dans l'éprouvette. Cet essai est encore à l'étape de développement. Le dispositif demande plusieurs études afin de pouvoir être pleinement exploité en rigidité élastique de cisaillement et à la rupture.

Les valeurs obtenues pour le module de cisaillement peuvent être validées par les observations des essais sur les éléments structuraux. Les essais de cisaillement interlaminaire conduisent à une contrainte limite de l'ordre de 2 MPa . Cette valeur est en contradiction avec les résultats des essais de cisaillement plan (problème de réciprocity des contraintes). Ce phénomène peut s'expliquer par différents paramètres tels que la localisation des entailles par rapport à la géométrie de l'éprouvette (position dans la section), l'optimisation de la profondeur des entailles et de la longueur entre les entailles ou encore la non homogénéité de la section. La réponse de l'interaction fibre/matrice est donc dépendant de l'orientation du cisaillement (plan ou interlaminaire).

Un retour d'expérience des essais sur des éléments structuraux confirme

les ordres de grandeur des modules et contraintes ultimes que nous avons estimées lors de cette étude de caractérisation au cisaillement. La résistance au cisaillement des systèmes composites est faible (entre 2 et 5 *MPa*) au regard de la résistance au cisaillement des composites polymères. La prise en considération d'une loi de comportement linéaire ne paraît pas excessif en raison de la faible résistance au cisaillement.

4.5 Conclusion

Ce chapitre présente une méthodologie de caractérisation de systèmes composites à matrice minérale vis-à-vis de sollicitations de traction, de compression et de cisaillement. Le renfort est dispersé, unidirectionnel ou combine ces deux schémas. Pour chaque essai, nous soulignons les problèmes rencontrés lors de la préparation des éprouvettes. La caractérisation des lois de comportement en compression et cisaillement a nécessité la mise en œuvre de bâtis d'essais particuliers. En effet, comportement et rupture en compression sont fortement dépendants des phénomènes d'instabilité locale comme le micro-flambage des fibres couplé à la désolidarisation à l'interface fibre/matrice. Un module de freinage est indispensable afin d'estimer la contrainte à la ruine lors d'une sollicitation de compression. Cet essai n'est pas parfait et une étude du couple de serrage des vis de fixation semble indispensable afin d'analyser précisément le comportement en rigidité et à rupture en compression (courbe asymptotique).

De la même manière, vis-à-vis du comportement au cisaillement, nous avons proposé l'utilisation d'un bâti permettant l'application d'un champ de cisaillement pur. Cet essai demande en revanche, une préparation d'éprouvettes minutieuse et relativement longue. L'exploitation de cet essai est plus complexe et fait intervenir le calcul d'une contrainte de cisaillement moyenne. Les améliorations possibles de cet essai peuvent consister en l'évaluation de l'incertitude engendrée par les biais d'équerrage de l'éprouvette. Une analyse par corrélation d'images permettrait de visualiser les courbes d'iso-glissements ou iso-contraintes. Il semble également intéressant de réaliser des essais sur des éprouvettes de plus grandes dimensions afin de mesurer le champ de déformation en dehors de la zone d'influence des appuis.

La figure 4.35 page suivante regroupe les lois de comportement retenues en traction et en compression des quatre formulations testés. La figure 4.36 page 135 présente les lois de comportement en cisaillement des quatre formulations composites testées .

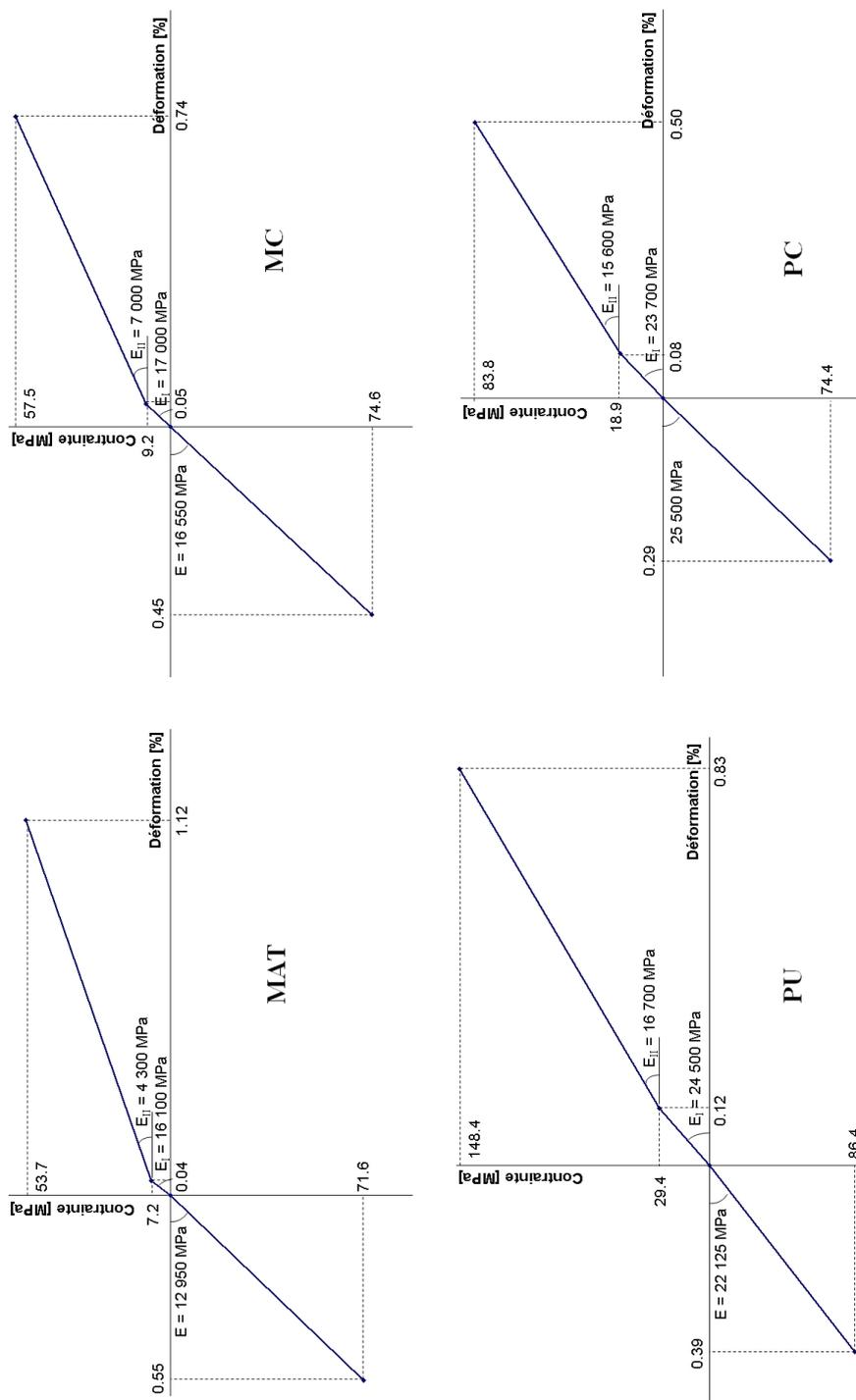


FIG. 4.35 – Synthèse du comportement en traction/compression

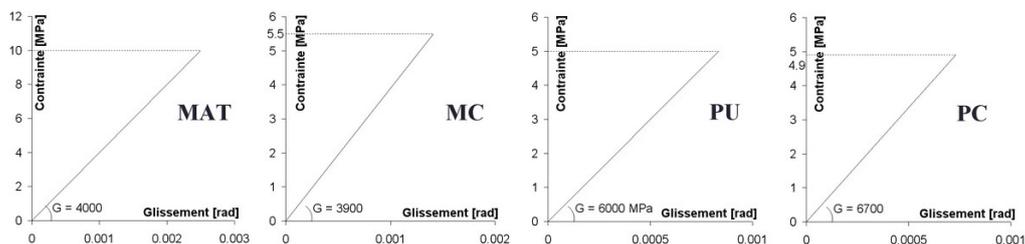


FIG. 4.36 – Lois de comportement en cisaillement des formulations composites étudiées

Les essais de caractérisation mettent en avant les faiblesses du matériau vis-à-vis du cisaillement à différentes échelles : au cisaillement inter-laminaire et au niveau de la décohésion fibre/matrice. Ces modes de rupture sont présents dans la totalité des essais réalisés, en traction, en compression et au cisaillement. Les faibles performances du matériau au cisaillement doivent être compensées afin de les utiliser dans la réalisation d'éléments structuraux. Le cisaillement est dépendant de multiples facteurs présents aux différentes échelles d'analyse comme par exemple, la localisation de la contrainte de cisaillement par rapport à la microstructure du composite. Le comportement mécanique du composite est gouverné par la fissuration de la matrice, dirigée par les phénomènes d'adhésion à l'interface fibre/matrice. Ces observations confirment notre démarche consistant à l'analyse multi-échelle et à la prise en considération de la transversalité des paramètres.

Chapitre 5

Modélisation du comportement en rigidité et à la rupture

Sommaire

5.1	Introduction	138
5.2	Modélisation du comportement en traction	138
5.2.1	Détermination des modules élastiques	139
5.2.2	Contrainte et déformation du composite à la fissuration de la matrice	142
5.2.3	Contrainte et déformation du composite à la rupture	144
5.2.4	Application des modèles ACK et stochastique	145
5.2.5	Confrontation des résultats expérimentaux et théoriques	147
5.3	Modélisation du comportement en compression	149
5.3.1	Détermination du module élastique	149
5.3.2	Contrainte et déformation du composite à la rupture	150
5.3.3	Confrontation des résultats expérimentaux et théoriques	153
5.4	Modélisation du comportement en cisaillement	154
5.4.1	Détermination des modules élastiques	154
5.4.2	Contrainte et déformation du composite à la rupture	156
5.4.3	Confrontation des résultats expérimentaux et théoriques	157
5.5	Discussion et conclusion	158

5.1 Introduction

Les caractéristiques géométrique et mécanique d'un matériau composite doivent impérativement être connues et prévues afin de mettre en place une méthodologie de modélisation et de dimensionnement des ouvrages.

Les propriétés mécaniques d'un composite peuvent être estimées à partir des caractéristiques de chaque constituant (matrice et renfort). La littérature nous fournit bon nombre de relations théoriques voire semi-empiriques dont les résultats ne concordent pas forcément avec les valeurs déterminées expérimentalement. Différentes raisons peuvent expliquer ce phénomène :

- ⇒ anisotropie plus ou moins marquée des fibres suivant leur nature ;
- ⇒ qualité de l'adhésion à l'interface fibre/matrice aux différentes échelles qui dirige le transfert de charge ;
- ⇒ dispersion des caractéristiques mécaniques des différents matériaux ;
- ⇒ influence du procédé de transformation ;
- ⇒ absence de rectitude parfaite des fibres dans la matrice.

Dans ce chapitre, nous effectuons une description non exhaustive de différents modèles proposés dans la littérature en traction, compression et cisaillement. Une comparaison est effectuée avec les résultats expérimentaux obtenus précédemment.

5.2 Modélisation du comportement en rigidité et à la rupture en traction

Le comportement d'un composite dans les axes naturels du matériau peut être décrit sous forme matricielle de la manière suivante (Gay, 1997) :

$$\begin{bmatrix} \sigma_L \\ \sigma_T \\ \tau_{LT} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{E_L}{1 - \nu_{LT} \cdot \nu_{TL}} & \frac{\nu_{TL} \cdot E_L}{1 - \nu_{LT} \cdot \nu_{TL}} & 0 \\ \frac{\nu_{LT} \cdot E_T}{1 - \nu_{LT} \cdot \nu_{TL}} & \frac{E_T}{1 - \nu_{LT} \cdot \nu_{TL}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{LT} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \varepsilon_L \\ \varepsilon_T \\ \gamma_{LT} \end{bmatrix}$$

Les constantes élastiques de la mono-couche sont définies par :

E_L module d'élasticité longitudinal

E_T	module d'élasticité transversal
ν_{LT} et ν_{TL}	coefficients de Poisson
G_{LT}	module de cisaillement

5.2.1 Détermination des modules élastiques

La recherche d'expressions analytiques des différents modules caractérisant le matériau composite est complexe car les solutions analytiques ne sont pas uniques. Une des difficultés de l'approche théorique réside dans le fait que les expressions se basent sur les caractéristiques géométrique et mécanique des fibres et de la matrice. A titre d'exemple, nous pouvons citer les arrangements réguliers et répartis des fibres (mailles hexagonales, carrées, carrées décalées, etc). En pratique, la répartition est aléatoire et donc fortement irrégulière. Néanmoins, une recherche de bornes peut être réalisée en utilisant les théorèmes variationnels de l'énergie, et en particulier le théorème de l'énergie potentielle totale. Ainsi, des solutions exactes sont définies par des approches empiriques avec des schémas simplifiés (géométrie de la cellule élémentaire, conditions imposées sur les frontières de la cellule, etc).

Dans le cas d'un arrangement particulier des fibres, la recherche de solutions exactes peut être réalisée par une approche classique de la mécanique des solides déformables. Le modèle analytique est basé sur une approche de type déplacement du problème d'une cellule élémentaire cylindrique soumise à un effort de traction. En considérant le fait que les déformations longitudinales sont identiques pour la fibre et la matrice (adhésion parfaite), les expressions des tenseurs en volume de la matrice et de la fibre conduisent aux relations suivantes :

$$E_L = V_f E_f + (1 - V_f) E_m \quad (5.1)$$

$$\nu_{LT} = V_f \nu_f + (1 - V_f) \nu_m \quad (5.2)$$

Afin d'évaluer le module suivant le sens transverse, les deux matériaux sont représentés de la même façon que précédemment. L'étude des déformations dans la fibre et la matrice conduit donc à :

$$\frac{1}{E_T} = \frac{V_m}{E_m} + \frac{V_f}{E_f} \quad (5.3)$$

Ce modèle, basé sur l'étude de la déformation d'une cellule élémentaire, est couramment nommé Loi des Mélanges. Cependant, il n'est pas unique et

Manera (Manera, 1977) propose l'utilisation de formules différentes afin de prévoir la valeur du module de traction transverse.

$$E_T = \frac{E_m}{1 - \nu_m^2} \cdot \frac{1 + 0.85V_f^2}{(1 - V_f)^{1.25} + \frac{E_m}{E_f} \cdot \frac{V_f}{1 - \nu_m^2}} \quad (5.4)$$

Ces modèles sont proposés afin de définir le comportement mécanique en rigidité de composites à fibres longues et orientées dans une seule direction. Ils ne prennent pas en considération l'orientation et la discontinuité du renfort ainsi que la véritable nature de l'interface. Dans le cas d'un composite renforcée par des fibres courtes et dispersées, Krenchel (Krenchel, 1964) propose l'utilisation d'une Loi des Mélanges Améliorée, qui prend en compte l'effet de l'orientation des fibres et l'influence de la discontinuité du renfort.

$$E_L = (1 - V_f) E_m + \eta_L \eta_\theta V_f E_f \quad (5.5)$$

Des méthodes empiriques basées sur les propriétés de la couche unidirectionnelle permettent d'approcher les modules de Young en traction :

$$E_L = \frac{1 - \nu_{xy}^2}{8(1 - \nu_{xy}\nu_{yx})} [3(E_x + E_y) + 2E_x\nu_{yx} + 4(1 - \nu_{xy}\nu_{yx})G_{xy}] \quad (5.6)$$

Une méthode simplifiée peut s'exprimer par la formule suivante :

$$E_L = \frac{3E_x}{8} + \frac{5E_y}{8} \quad (5.7)$$

En revanche, ces formulations ne prennent toujours pas en considération la nature de l'interface entre la fibre et la matrice tout comme les modèles proposés dans la littérature (Nielsen & Chen, 1969) (Shah & Rangen, 1971) (Allen, 1971) (Sanadi & Piggot, 1985) (Naaman *et al.*, 1992) dont les principales expressions sont présentées en figure 5.1 page ci-contre.

D'autres modèles triphasiques sont proposés dans la littérature afin de prendre en considération la nature de l'interface entre la fibre et la matrice. Ces modèles considèrent l'interface comme une phase de volume nul et possédant des propriétés mécaniques différentes de la fibre ou de la matrice (Alwan & Naaman, 1994).

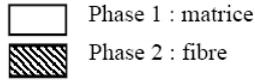
	Modèle de Voigt	$E_c = E_f V_f + E_m V_m$	
	Modèle de Reuss	$\frac{1}{E_c} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{V_m}{E_m}$	
	Modèle de Hirsch-Dougill	$\frac{1}{E_c} = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{E_{c\text{Voigt}}} + \frac{1}{E_{c\text{Reuss}}} \right)$	
	Modèle de Popovics	$E_c = \frac{1}{2} (E_{c\text{Voigt}} + E_{c\text{Reuss}})$	
	Modèle de Halpin-Tsai	$E_c = \frac{3}{8} E_{c\text{Voigt}} + \frac{5}{8} E_{c\text{Reuss}}$	
	Modèle de Counto	$\frac{1}{E_c} = \frac{1 - \sqrt{V_f}}{E_m} + \left(\frac{1 - \sqrt{V_f}}{\sqrt{V_f}} E_m + E_f \right)^{-1}$	
	Modèle de Hashin	$E_c = \left[\frac{(E_m + E_f) + (E_m - E_f)V_f}{(E_m + E_f) - (E_m - E_f)V_f} \right] E_m$	

FIG. 5.1 – Présentation de quelques modèles biphasiques (Moussole, 1997)

Pour l'application numérique de ces modèles, nous avons utilisé les propriétés mécaniques intrinsèque des matériaux fibre de verre E et matrice CPI définies au cours du chapitre 3. Le tableau 5.1 récapitule les différentes valeurs numériques que nous avons retenues pour les calculs.

	Fibre	Matrice
E [GPa]	80.0	10.0
ν	0.22	0.3
$\eta_{\theta,I}$ ou $\eta_{\theta,III}$	1/3	
$\eta_{l,I}$ ou $\eta_{l,III}$	1	

TAB. 5.1 – Valeurs numériques

La modélisation des différents modules caractéristiques du matériau n'est pas suffisante afin de définir une loi de comportement. En effet, les modules doivent être complétés par des seuils de comportement. Dans le cas des sys-

tèmes composites à matrice CPI, deux seuils de fonctionnement doivent être évalués, en contrainte ou déformation :

- ⇒ au moment de la fissuration de la matrice, c'est-à-dire au début de la fissuration,
- ⇒ à la rupture du composite.

5.2.2 Contrainte et déformation du composite à la fissuration de la matrice

La limite d'élasticité des composites à matrice cimentaire est en général approchée par la contrainte à la fissuration de la matrice. Berthelot (Berthelot, 2005) et Gay (Gay, 1997) définissent la rupture du composite renforcé par fibres courtes dès l'apparition de la première fissure dans la matrice fragile (lorsque la déformation des fibres est nettement supérieure à celle de la matrice) :

$$\sigma_{cu} = E_f \varepsilon_{mu} V_f + \sigma_{mu} V_m \quad (5.8)$$

Cette théorie conduit à négliger le comportement fissuré du composite. Plusieurs modèles, basés sur la Loi des Mélanges Modifiée, sont développés afin de définir la limite d'endommagement du matériau. Swamy (Swamy & Mangat, 1974) propose l'utilisation d'un modèle semi empirique, basé sur l'équilibre des forces le long d'un fil :

$$\sigma_{cu} = \sigma_{mu} (1 - V_f) + 0.82\tau \frac{l_f}{d} V_f \quad (5.9)$$

- avec :
- σ_{mu} la contrainte ultime de traction de la matrice
 - τ la contrainte d'adhérence interfaciale ultime
 - l_f la longueur des fibres
 - d le diamètre des fibres
 - V_f le taux de renfort

Ce modèle est limité par sa nature empirique. Naaman (Naaman, 1972) présente un modèle probabiliste basé sur la Loi des Mélanges Modifiée et sur la théorie du maillon le plus faible. La formule 5.10 fait apparaître deux coefficients α_1 et α_2 représentant respectivement la fraction d'adhérence mobilisée à la fissuration de la matrice et l'orientation des fibres. Dans ce cas, le composite est considéré comme une chaîne qui se rompt à son maillon le plus faible, dont la résistance en traction est σ_{cu} .

$$\sigma_{cu} = \sigma_{mu} (1 - V_f) + \alpha_1 \alpha_2 \tau \frac{l_f}{d} V_f \quad (5.10)$$

Ces modèles ne prennent pas en considération le fait que l'interface peut constituer un point de faiblesse de la structure interne du composite. L'influence de la dégradation de l'interface sur le comportement du composite (adhésion élastique, décohésion partielle ou totale) n'est pas pris en compte dans ces équations constitutives.

Tjiptobroto et Hansen (Tjiptobroto & Hansen, 1993b) (Tjiptobroto & Hansen, 1993a) proposent l'utilisation d'un critère en déformation afin d'approcher le seuil de fissuration. Cette approche se base sur le bilan énergétique et la mécanique de la rupture. La déformation du composite est évaluée grâce à la formule suivante. Les auteurs considèrent une distribution linéaire du cisaillement interfacial.

$$\varepsilon_{cu} = \sqrt{\frac{2\gamma_m V_m}{\left[\frac{3}{4}E_c - \frac{7}{24}E_f V_{ef}(1 + \alpha)\right] \alpha \beta l_f}} \quad (5.11)$$

où $\alpha = \frac{E_m V_m}{E_f V_{ef}}$ et $\beta = \frac{L_{tr}}{l_f/2}$

avec : L_{tr} la longueur de transfert
 γ_m l'énergie surfacique de la matrice
 V_{ef} la fraction volumique effective des fibres

Les valeurs numériques des différents coefficients sont présentées dans le tableau 5.2. Les valeurs de l_f et d sont avancées au cours du chapitre 3. La valeur de la contrainte de cisaillement à l'interface fibre/matrice τ est évaluée au cours du paragraphe §5.4.2. Aucune information concernant γ_m n'est disponible dans la littérature.

τ [MPa]	voir §5.4.2
α_1	0.82 (Swamy & Mangat, 1974)
α_2	0.33 pour fibres dispersées
α_2	1 pour fibres longues
L_{tr}	voir §4.2.4
γ_m	—
V_{ef}	$V_f/2$

TAB. 5.2 – Valeurs numériques

5.2.3 Contrainte et déformation du composite à la rupture

La contrainte de post-fissuration est une grandeur essentielle des composites à matrice cimentaire. Li (Li, 1992) propose l'utilisation de la formule suivante pour les composites à fibres courtes, basée sur des considérations micromécaniques sur la résistance à l'arrachement des fibres droites souples, afin de prévoir la contrainte à rupture du composite, avec τ la contrainte d'adhérence interfaciale ultime :

$$\sigma_{cpc} = \frac{1}{2} g \tau \frac{l_f}{d} \quad (5.12)$$

Naaman (Naaman, 2008) (Naaman, 1995) distingue deux cas de rupture différents. Tout d'abord, dans le cas où toutes les fibres atteignent la rupture simultanément en traction :

$$\sigma_{cpc} = \alpha_2 V_f \sigma_{fu} \quad (5.13)$$

Dans le cas de fibres unidirectionnelles, le coefficient α_2 est égal à 1, ce qui conduit à estimer la rupture du composite égale à celle des fibres travaillant à leur résistance maximale.

L'auteur détermine également la contrainte du composite dans le cas où la rupture est atteinte par un état de pull-out des fibres. Les hypothèses suivantes sont faites afin de déterminer les équations caractéristiques de la rupture : i) la fissuration est plane sur toute la section, ii) les fissures sont perpendiculaires aux contraintes de traction, iii) on néglige la contribution de la matrice le long de la fissure et iv) les fibres traversant la fissure sont toutes dans un état de "pull-out". Une approche de type mécanique du composite permet d'obtenir la formule suivante :

$$\sigma_{cpc} = \lambda_1 \lambda_2 \lambda_3 \tau V_f \frac{l_f}{d} \quad (5.14)$$

avec : λ_1 coefficient de longueur d'ancrage
 λ_2 coefficient d'orientation des fibres
 λ_3 facteur de réduction associé à la densité de fibres pontant la fissure

Ces approches tiennent compte de l'effet de l'orientation des fibres sur les forces d'arrachement. Néanmoins, la variabilité du cisaillement frictionnel est négligée, ce qui peut être pénalisant quant au comportement du composite.

Tjiptobroto et Hansen (Tjiptobroto & Hansen, 1993b) (Tjiptobroto & Hansen, 1993a) proposent l'utilisation de la formule suivante afin de modéliser la déformation de post-fissuration du composite.

$$\varepsilon_{cpc} = \varepsilon_{cu} - \frac{3}{4}A + \sqrt{A \left[A + \left(\frac{9}{64} + \frac{11}{24}B \right) - \varepsilon_{cu} \left(\frac{3}{4} + \frac{1}{4}B \right) \right]} + \dots$$

$$\dots + \varepsilon_{cu}^2 \left(1 - \frac{1}{2}B \right) + \frac{4V_f G_d}{E_c^* d} \quad (5.15)$$

$$\text{où } A = \frac{2\tau l_f}{E_f d} \text{ et } B = \frac{E_f V_f}{E_c^*}$$

avec : E_c^* le module d'élasticité du composite fissuré
 G_d l'énergie de décohésion interfaciale
 τ le cisaillement frictionnel interfacial

Les valeurs numériques retenues pour le cas des composites à matrice CPI sont présentées dans le tableau 5.3. Peu d'informations sont disponibles dans la littérature pour évaluer les coefficients λ_1 , λ_2 et λ_3 . Dans cette étude prévisionnelle, le coefficient de longueur d'ancrage est pris égale à 1. Le coefficient d'orientation est estimé à 0.33 (voir §2.4.5). Enfin, le facteur de réduction est évalué égale à l'unité. De plus, l'énergie de décohésion interfaciale n'est pas disponible dans la littérature pour ce type de systèmes composites.

τ [MPa]	voir §5.4.2
α_1	0.82 (Swamy & Mangat, 1974)
α_2	0.33 pour fibres dispersées
α_2	1 pour fibres longues
σ_{fu} [MPa]	1 500
λ_1	1
λ_2	0.33 ou 1
λ_3	1

TAB. 5.3 – Valeurs numériques

5.2.4 Application des modèles ACK et stochastique

Les deux modèles ACK et stochastique peuvent être appliquées au matériau étudié afin de définir les lois de comportement en traction et compression.

Le modèle ACK peut aisément être calculé à partir des valeurs numériques rappelées au cours de ce chapitre. Le modèle stochastique fait apparaître pour chaque pas de chargement σ_c une différence au niveau de la longueur de transfert qui est calculée en fonction de l'espacement des fissures et de la longueur d'ancrage, en distinguant deux cas (formule 2.24 page 51 et 2.23 page 51).

La longueur de transfert δ est évaluée par la formule 2.20 page 50, avec une contrainte de cisaillement à l'interface déterminée au cours du paragraphe §5.4.2. Nous prendrons donc une résistance de cisaillement de l'interface de 5.8 MPa pour les matériaux pultrudés et 2.5 MPa pour le matériau stratifiés.

La distance entre fissure x est calculée en considérant une évaluation statistique de la contrainte de rupture de la matrice (formule 2.17 page 49). La valeur de X , l'espacement final entre fissures est discuté par Wastiels (Wastiels & Remy, 2008). Le tableau 5.4 montre différentes valeurs de X en fonction du taux volumique de renfort V_f . Différents essais menés au sein du laboratoire LGCIE - site Bohr définissent la valeur de X égale à 2.08 mm pour des taux volumique de renfort compris entre 16 et 20%. Nous retiendrons donc une valeur de 2 mm dans notre cas.

V_f [%]	X [mm]
21	0.78
18	1.16
16	1.30
14	1.29
11	1.36

TAB. 5.4 – Espacement finale des fissures dans le cas de composites renforcés par armure mat (Wastiels & Remy, 2008)

La contrainte σ_{Rc} est déduite de la formule 2.7 page 45, dans laquelle la contrainte σ_{Rm} doit être déterminée :

$$\sigma_{Rm} = \left(\frac{2V_r (m+1)^2}{V} \right)^{\frac{-1}{m}} \times \sigma_{Rbm} \quad (5.16)$$

avec : V_r les dimensions des éprouvettes en zone utile
 v les dimensions de l'éprouvette (voir chapitre 4)

$$m = 9.3 \text{ (Cuypers, 2002)}$$

$$\sigma_{Rbm} = 11.2 \text{ MPa}$$

Différents essais menés par l'Université de Belgique déterminent, pour la même matrice minérale, une valeur σ_{Rm} égale à 7.9 MPa ce qui conduit à $\sigma_{Rc} = 8.6 \text{ MPa}$. La caractérisation a été menée au travers d'essais de flexion (σ_{Rbm}). La formule précédente est proposée afin de transformer la résistance en traction par flexion en une estimation de la résistance en traction pure. Le second paramètre de Weibull, m est également proposé au cours des mêmes études par recalage avec les courbes expérimentales. Nous soulignons ici le fait que ces paramètres sont proposés pour la matrice minérale étudiée. L'objectif de ce travail de recherche est de proposer une méthode d'aide au dimensionnement d'éléments structuraux et nous acceptons une approximation de la loi de comportement en traction dans la zone d'amorçage et de propagation de la fissuration. Le tableau 5.5 présente la position en contrainte et en déformation du point σ_{trans} pour les quatre matériaux étudiés.

	Modèle		Expérience	
	$\sigma_{trans} \text{ [MPa]}$	$\epsilon_{trans} \text{ [%]}$	$\sigma_{trans} \text{ [MPa]}$	$\epsilon_{trans} \text{ [%]}$
MAT	6.5	0.052	7.2	0.04
MC	7.5	0.045	9.2	0.05
PU	27.5	0.111	29.4	0.12
PC	25.7	0.089	18.9	0.08

TAB. 5.5 – Position du point σ_{trans}

La modélisation de la zone de transition est correctement abordée par le modèle stochastique à condition de déterminer précisément la résistance de cisaillement de l'interface fibre de verre/matrice minérale. La micromécanique met en évidence l'influence de la longueur critique de transfert de charge afin d'approcher correctement cette grandeur physique (voir chapitre 2 et §5.4.2).

5.2.5 Confrontation des résultats expérimentaux et théoriques

Le tableau 5.6 page suivante montre la comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux issus des différents modèles en traction. Nous avons également inclus les modèles ACK et stochastique qui ont été présentés en détail au cours du chapitre 2.

On peut voir que les modèles ACK, stochastique, de Naaman et de Voigt, approchent correctement le module de traction durant la première phase de comportement. En revanche, l'évaluation de la contrainte limite est plus difficile à estimer. Ceci peut s'expliquer au travers du caractère évolutif de la propagation de la fissuration. De plus, Cuypers met en avant le fait que le comportement du matériau CPI, considéré comme matrice, est modifié par la présence de fibres de renfort (création de contraintes locales lors de la phase de durcissement). Le procédé de transformation, influençant la nature de la liaison fibre/matrice, n'intervient pas dans les différents modèles présentés ici. Au niveau du module élastique dans la zone fissurée, on peut voir une bonne corrélation entre les modèles et l'expérience. En revanche, l'approche expérimentale de la ruine est plus délicate en raison de la faible résistance du matériau en cisaillement. Toutefois, la rupture est mal abordée dans la littérature et nous proposons l'utilisation de critère de résistance tels que développé au cours du chapitre suivant (voir chapitre 6).

Modèle		MAT		MC		PU		PC	
		E GPa	σ MPa	E GPa	σ MPa	E GPa	σ MPa	E GPa	σ MPa
Phase I	ACK	12.5	12.5	16.6	16.6	24.7	24.7	28.9	28.9
	Loi mélanges	12.5		16.6		24.7		28.9	
	Stochastique		6.5		7.5		27.4		25.7
	Empirique	10.2							
	Simplifiée	15.4							
	Naaman	12.5	8.8	16.6	8.9	24.7	8.1	28.9	7.6
	Voigt	12.5		16.6		24.7		28.9	
	Reuss	11.5		11.4		12.5		13.1	
	Hirsch Dougil	12.0		13.3		16.4		18.0	
	Popovics	12.0		13.7		18.5		21.0	
	Halpin-Tsai	11.9		13.1		17.0		19.0	
	Counto	13.6		13.3		15.0		16.5	
	<i>Expérience</i>	<i>16.1</i>	<i>7.2</i>	<i>17.0</i>	<i>9.2</i>	<i>24.5</i>	<i>29.4</i>	<i>23.7</i>	<i>18.9</i>
Phase III	ACK	4.0		7.5		16.8		21.6	
	Stochastique	4.0		7.5		16.8		21.6	
	Naaman	4.0	75	7.5	70	16.8	210	21.6	270
	<i>Expérience</i>	<i>4.3</i>	<i>53.7</i>	<i>7.0</i>	<i>57.7</i>	<i>16.7</i>	<i>148.8</i>	<i>15.6</i>	<i>83.8</i>

TAB. 5.6 – Comparaison modèles/expérience en traction

5.3 Modélisation du comportement en rigidité et à la rupture en compression

5.3.1 Détermination du module élastique

La Loi des Mélanges peut également s'appliquer au cas de la compression. En effet, parmi les phénomènes réels qui ne sont pas pris en compte par cette théorie, figure l'absence de rectitude parfaite des fibres dans la matrice. Aussi, le module E_L calculé précédemment ne dépend pas du signe de la sollicitation. Le matériau est dit, dans ce cas, bimodule (Gay, 1997).

$$E_L = V_f E_f + (1 - V_f) E_m \quad (5.17)$$

De manière similaire aux modèles portant sur le comportement en traction, la Loi des Mélanges peut être modifiée afin de prendre en compte les effets de l'orientation et de la longueur des fibres (Bolster, 2007) (Cuypers, 2002) :

$$E_L = (1 - V_f) E_m + V_f^* E_f \quad (5.18)$$

Dans cette équation, V_f^* représente la fraction volumique équivalente de fibres incluant les effets de l'orientation des fibres et de leur longueur. Dans le cas où les fibres sont continues et unidirectionnelles, V_f^* est égale à V_f . Dans le cas où les fibres sont discontinues et dispersées, la fraction volumique équivalente se calcule de la manière suivante :

$$V_f^* = \eta_L \eta_\theta V_f \quad (5.19)$$

Cuypers (Cuypers, 2002) met en avant le fait que la Loi des Mélanges entraîne une sur-estimation du module de compression. Ceci peut s'expliquer par la présence d'une phase exothermique lors du durcissement de la matrice. Le retrait est bloqué par la présence de fibres de renfort, ce qui va engendrer des contraintes résiduelles internes. Ces contraintes peuvent être à l'origine de la micro-fissuration de la matrice, sous chargement nul. La présence de micro-fissures entraîne une réduction des caractéristiques mécaniques du matériau. Ce phénomène est illustré en figure 5.2 page suivante par Naaman et Reinhardt (Naaman, 1995).

Sous l'effet d'un chargement de compression, les lèvres de la fissure vont glisser, ce qui va engendrer des contraintes locales de traction. La fissure va

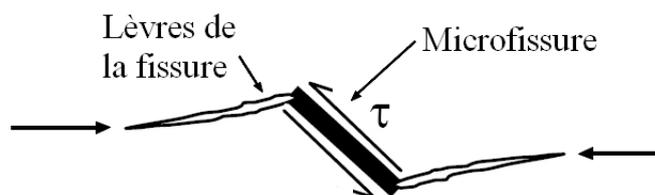


FIG. 5.2 – Propagation de la microfissuration (Naaman, 1995)

se propager de part et d'autre de la micro-fissure initiale. L'ensemble des micro-fissures vont donc contribuer à affaiblir les propriétés mécaniques intrinsèques du matériau.

L'application numérique de ces modèles est réalisée avec des valeurs identiques à celles des modèles en traction. En effet, on estime les modules de traction égaux aux modules de compression pour la fibre de verre E et pour la matrice minérale CPI. Les coefficients de longueur et d'orientation des fibres sont avancées lors de l'étude bibliographique (chapitre 2).

	Fibre	Matrice
E [GPa]	80.0	10.0
η_θ		1/3
η_l		1

TAB. 5.7 – Valeurs numériques

5.3.2 Contrainte et déformation du composite à la rupture

Le mécanisme de rupture des composites est bien connu et est décrit dans la littérature avec plus ou moins de pertinence dans le cas de composites à matrice polymère. Les premiers modèles d'instabilité déterminent la valeur de la contrainte élastique en fonction du module de cisaillement du pli. Pour ce faire, Rosen (Rosen, 1964) a étudié un modèle élémentaire : le matériau est constitué d'une juxtaposition d'éléments de volume élémentaire disposés en couches contenant N éléments chacune. En étudiant par photo-élasticité une éprouvette verre/époxy, Dow a mis en évidence le micro-flambage des fibres dans la matrice. Deux cas sont considérés, en assimilant les fibres à

des poutres sur des fondations élastiques : la déformation de la matrice en traction et la déformation de la matrice en cisaillement. La contrainte à rupture est la plus faible des deux valeurs suivantes :

$$\begin{cases} \sigma_c = 2V_f \sqrt{\frac{V_f E_m E_f}{3(1-V_f)}} \\ \sigma_c = \frac{G_m}{1-V_f} \end{cases} \quad (5.20)$$

Le mécanisme local de rupture est constitué d'une succession d'évènements : tout d'abord sous une charge de compression, les fibres légèrement désalignées flambent, puis la matrice se plastifie ce qui favorise l'amplification de l'instabilité. Les fibres rompent successivement en créant une bande de pliage (Argon, 1972) (Budiansky & Fleck, 1983) (T'Hart *et al.*, 1991). Différents paramètres influencent le comportement du matériau en compression : la non linéarité physique de la matrice et la présence d'imperfections initiales de rectitude des fibres. Budiansky et Fleck (Budiansky & Fleck, 1993) proposent un modèle basé sur une bande de pliage. Ainsi, une expression simple de la contrainte à rupture en compression (dans le cas de composite à fibres unidirectionnelles et longues) est avancée :

$$\sigma_c = \frac{G}{1 + n \left(\frac{3}{7}\right)^{\frac{1}{n}} \left(\frac{\frac{\phi_0}{\gamma_y^c}}{n-1}\right)^{\frac{n-1}{n}}} \quad (5.21)$$

avec : G le module élastique de cisaillement du composite
 ϕ_0 l'angle initial d'inclinaison de la bande de pliage

La non linéarité du comportement de la matrice est modélisée par une loi de type Ramberg-Osgood's où le coefficient d'érouissage est noté n et le seuil en déformation de cisaillement est noté γ_y^c .

$$n = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \varepsilon)} = \frac{d\sigma/d\varepsilon}{\sigma/\varepsilon} \quad \text{et} \quad \gamma = \frac{\tau}{G} \left[1 + \frac{3}{7} \left(\frac{\tau}{G\gamma_y^c} \right)^{n-1} \right]$$

Dans le cas d'une matrice cimentaire fragile, le coefficient d'érouissage est égale à l'unité. Ceci conduit donc à évaluer la contrainte de compression à rupture de la manière suivante :

$$\sigma_c = \frac{G}{1 + \left(\frac{3}{7}\right)} = \frac{7}{10} G \quad (5.22)$$

Une confrontation avec l'expérience montre également que la phase d'initiation de l'instabilité est influencée par l'épaisseur du pli, la séquence d'empilement et le gradient des déformations dans le pli unidirectionnel. A l'aide d'une technique de changement d'échelle, Gardin (Gardin *et al.*, 2002) a établi, dans le cadre élastique, l'expression suivante afin d'évaluer la contrainte critique de micro-flambage en fonction de l'épaisseur du pli :

$$\sigma_c = V_f \left(\frac{G_m}{1 - V_f} \right) + (2r_{gf}) \frac{\pi}{e} \sqrt{\frac{E_m E_f}{(1 - \nu_m^2)} V_f (1 - V_f)} \quad (5.23)$$

avec : G_m le module de cisaillement de la matrice
 E_m le module de Young de la matrice
 E_f le module de Young de la fibre
 ν_m le coefficient de Poisson de la matrice
 r_{gf} le rayon de giration de la fibre
 V_f la fraction volumique de fibres

Le premier terme correspond à la contrainte d'apparition d'un micro-flambage élastique dans un composite épais (voir formule 5.21). L'outil numérique a mis en évidence l'influence de la séquence d'empilement (Drapier *et al.*, 1999). Différents auteurs ont démontré l'importance des conditions aux limites imposées au pli (Schaffers, 1997) (Swanson, 1992). Ces conditions sont liées à l'orientation des plis voisins. Grandidier et Casari (Grandidier & Casari, 2009) propose l'utilisation de l'expression suivante afin de déterminer la déformation à rupture en compression du composite à fibres longues et unidirectionnelles. Cette expression prend en compte les effets de l'épaisseur du composite et de l'orientation des plis voisins.

$$\varepsilon_c = \frac{G}{E_c \left[1 + n \left(\frac{3}{7} \right)^{\frac{1}{n}} \left(\frac{\frac{\phi_0}{\gamma_y^c}}{n-1} \right)^{\frac{n-1}{n}} \right]} + \frac{C_s}{e_c} \quad (5.24)$$

Le paramètre C_s est un coefficient qui va dépendre des orientations des plis voisins, e_c correspond à l'épaisseur caractéristique représentative du mode de

micro-flambage. L'effet de structure est appréhendé au travers de cette dimension caractéristique.

Liu (Liu *et al.*, 2004) a travaillé sur la définition d'un modèle afin de prédire la rupture de composites à matrice polymère renforcée par fibres disposées aléatoirement. Les auteurs utilisent la formule 5.24 en remplaçant l'angle d'inclinaison initial des fibres ϕ_0 par l'amplitude d'inclinaison des fibres Σ . Les auteurs suggèrent que Σ^2 soit égal à 1.510^{-4} , ce qui conduit à un angle Σ de l'ordre de 0.7° .

Le tableau 5.8 présente les valeurs numériques retenues pour l'application des modèles à rupture. Le module de cisaillement de la matrice est calculé en considérant un matériau homogène et isotrope.

G_m [GPa]	3.8
G	voir chapitre 4
r_{gf} [mm]	0.00169 pour $\phi = 12 \mu m$
e [mm]	1
ν_m	0.3
C_s	–
e_c	–

TAB. 5.8 – Valeurs numériques

5.3.3 Confrontation des résultats expérimentaux et théoriques

Le tableau 5.9 page suivante présente la confrontation entre les résultats expérimentaux et analytiques dans le cas de composites en compression. La majorité des auteurs considèrent le matériau comme bimodule. On retrouve donc les mêmes valeurs de modules qu'en traction.

Nous constatons que les modèles décrivent relativement fidèlement les valeurs expérimentales. D'autres part, les différents modèles servant à prédire la contrainte de compression, sont mis en place dans le cas de matériaux composites à matrice polymère. Ces modèles décrivent la rupture du matériau par cisaillement à l'interface entre la fibre et la matrice en termes de déformation de glissement. Ceci se traduit par l'utilisation du module de cisaillement de la matrice ou du composite dans les calculs, en réalisant la simplification suivante :

Modèle	MAT		MC		PU		PC	
	E GPa	σ GPa	E GPa	σ GPa	E GPa	σ GPa	E GPa	σ GPa
ACK	12.5		16.6		24.7		28.9	
Loi mélanges	12.5		16.6		24.7		28.9	
Naaman	12.5	75.0	16.6	70.0	24.7	315.0	28.9	405.0
Voigt	12.5		16.6		24.7		28.9	
Reuss	11.5		11.4		12.5		13.1	
Hirsch Dougil	12.0		13.3		16.4		18.0	
Popovics	12.0		13.7		18.5		21.0	
Halpin-Tsai	11.9		13.1		17.0		19.0	
Counto	13.6		13.3		15.0		16.5	
Dow		2 058		1 845		3 536		5 269
Budiansky		2 800		2 730		4 200		4 690
Gardin		791		735		1 151		1 562
<i>Expérience</i>	<i>12.9</i>	<i>71.2</i>	<i>16.5</i>	<i>74.6</i>	<i>22.1</i>	<i>86.4</i>	<i>25.5</i>	<i>77.3</i>

TAB. 5.9 – Comparaison modèles/expérience en compression

$$G_c = \frac{G_m}{1 - V_f}$$

Un critère de rupture en termes de contrainte de cisaillement semble plus judicieux dans le cas de composites à matrice minérale.

5.4 Modélisation du comportement en rigidité et à la rupture en cisaillement

5.4.1 Détermination des modules élastiques

D'une manière similaire à l'étude d'un composite en traction, la recherche de bornes inférieure et supérieure du module de cisaillement G_{LT} est possible par différents théorèmes variationnels de l'énergie (Christensen, 1968) (Hashin, 1965) (Hill, 1964) :

$$G_m + \frac{V_f}{\frac{1}{G_f - G_m} + \frac{1 - V_f}{2G_m}} \leq G_{LT} \leq G_f + \frac{1 - V_f}{\frac{1}{G_m - G_f} + \frac{V_f}{2G_f}} \quad (5.25)$$

$$G_m + \frac{V_f}{\frac{1}{G_f - G_m} + (1 - V_f) \frac{K_m + 2G_m}{2G_m(K_m + G_m)}} \leq G_{LT} \leq \dots \quad (5.26)$$

Les expressions analytiques (basées sur la théorie de l'Elasticité ou sur le calcul aux éléments finis) visant à déterminer le module de cisaillement, sont très complexes, voire inexistantes. Différentes approches sont proposées dans la littérature. La Loi des Mélanges propose l'expression suivante en considérant une contrainte constante dans la section droite :

$$\frac{1}{G_{LT}} = \frac{V_f}{G_f} + \frac{1 - V_f}{G_m} \quad (5.27)$$

Par une méthode analogue à l'étude de la cellule élémentaire cylindrique en tension, il est possible de déterminer le module de cisaillement longitudinal :

$$G_{LT} = G_m \frac{G_f(1 + V_f) + G_m(1 - V_f)}{G_f(1 - V_f) + G_m(1 + V_f)} \quad (5.28)$$

La théorie de Puck (Puck, 1976) est basée sur la connaissance des contraintes à l'échelle microscopique à partir des lois classiques de la résistance des matériaux appliquées à un modèle élémentaire simple. L'auteur propose la formule suivante :

$$G_{LT} = G_m \frac{1 + 0.6V_f^{0.5}}{(1 - V_f)^{1.25} + V_f \frac{G_m}{G_f}} \quad (5.29)$$

Une approche semi-empirique mise en place par Halpin et Tsai (Halpin & Tsai, 1964) tient compte d'un paramètre ajustable " n_s " qui doit être déterminé expérimentalement. Comme la rigidité des fibres est supérieure à la rigidité de la matrice, on suppose que les contraintes moyennes dans la matrice sont inférieures à celles dans les fibres :

$$\tau_m = n_s \tau_f \quad (5.30)$$

Dans le cas des composites époxydiques, " n_s " doit être pris égal à 0.5 pour obtenir une bonne corrélation avec l'expérience. Ce paramètre prend en considération les caractéristiques mécaniques des constituants, leur forme, leur arrangement et la régularité de l'arrangement.

$$\frac{1}{G_{LT}} = \frac{1}{V_f + n_s(1 - V_f)} \left(\frac{V_f}{G_f} + n_s \frac{1 - V_f}{G_m} \right) \quad (5.31)$$

L'application numérique est réalisée à partir des valeurs présentes dans le tableau 5.10. Les modules de compressibilité k et de compression hydrostatique K sont issus de la littérature pour la fibre de verre E (voir chapitre 3).

	Fibre	Matrice
G [GPa]	30.0	3.8
k [GPa]	51.2	8.3
K [GPa]	62.9	9.6
ν	0.22	0.3
τ [MPa]	voir §5.4.2	

TAB. 5.10 – Valeurs numériques

5.4.2 Contrainte et déformation du composite à la rupture

En ce qui concerne la contrainte à rupture en cisaillement, Hamelin (Hamelin, 1974) définit la rupture du feuillet en cisaillement lorsque la contrainte dans la matrice atteint la valeur correspondante à la rupture en cisaillement de l'interface fibre-matrice. La contrainte de cisaillement τ_{LT} est donc estimée grâce à la formule suivante :

$$\tau_{LT} = \tau_{int} G_{LT} \frac{\left(1 - 2\sqrt{\frac{V_f}{\pi}} \right) G_f + 2\sqrt{\frac{V_f}{\pi}} G_m}{G_f G_m} \quad (5.32)$$

avec τ_{int} la résistance de cisaillement de l'interface

On peut remarquer que la rupture de l'interface n'entraîne pas forcément une rupture du feuillet, mais les propriétés mécaniques du composite sont profondément et irréversiblement détériorées.

La relation inverse peut être utilisée afin d'évaluer la résistance de cisaillement de l'interface fibre/matrice :

$$\tau_{int} = \frac{\tau_{LT}}{G_{LT}} \frac{G_f G_m}{\left(1 - 2\sqrt{\frac{V_f}{\pi}}\right) G_f + 2\sqrt{\frac{V_f}{\pi}} G_m} \quad (5.33)$$

Le tableau 5.10 page ci-contre montre les valeurs de τ_{int} pour les matériaux pultrudés.

	PU	PC
τ_{int}	5.8	5.8

TAB. 5.11 – Estimations de la résistance de cisaillement de l'interface

En estimant la résistance de cisaillement de l'interface fibre de verre/matrice minérale égale à 5.8 MPa, il est possible de calculer la longueur critique l_{cr} de transfert de charge à l'interface fibre/matrice grâce à la micromécanique (Eq. 2.11 page 47). Les longueurs critiques calculées $l_{cr,d}$ et mesurées expérimentalement $l_{cr,exp}$ sont présentées dans la tableau suivant. Le matériau MC montre une forte différence entre théorie et observation. La stratification au contact montre un adhésion à l'interface fibre/matrice plus faible que les procédés issus de la pultrusion. Nous prendrons donc en considération une valeur $\tau_{int} = 2.5 \text{ MPa}$ pour obtenir $l_{cr,d} = l_{cr,exp}$.

	MAT	MC	PU	PC
$l_{cr,d} [mm]$	0.9	2.0	1.1	1.1
$l_{cr,exp} [mm]$	1.0	2.0	1.0	–

TAB. 5.12 – Comparaison des longueurs critiques l_{cr}

Les valeurs issues de la micromécanique sont en accord avec les observations expérimentales pour les matériaux MAT et PU. La présence d'une couche superficielle grammage en surface du matériau PC entraîne une fissuration trop diffuse pour être aperçu à l'œil nu et ne permet donc pas une estimation de la distance entre fissures.

5.4.3 Confrontation des résultats expérimentaux et théoriques

Le tableau 5.13 page suivante confronte les résultats expérimentaux avec les résultats obtenus au cours des divers essais de caractérisation en cisaille-

ment.

Modèle	MAT		MC		PU		PC	
	G GPa	σ GPa	G GPa	σ GPa	G GPa	σ GPa	G GPa	σ GPa
Loi des Mélanges	4.4		4.3		4.7		5.0	
Berthelot	4.8		4.8		5.3		5.9	
Puck	5.7		5.6		6.3		7.1	
Halpin-Tsai	4.0		3.9		6.0		6.7	
n_s	3.8		3.8		0.38		0.38	
Hamelin		3.7		1.6		5.0		4.9
<i>Expérience</i>	<i>4.0</i>	<i>/</i>	<i>3.9</i>	<i>/</i>	<i>6.0</i>	<i>5.0</i>	<i>6.7</i>	<i>4.9</i>

TAB. 5.13 – Comparaison modèles/expérience en cisaillement

Les différents modèles conduisent à une sur-estimation des modules de cisaillement des matériaux réalisés par moulage au contact (MAT et MC). Par rapport à la Loi des Mélanges, on peut noter une réduction de la valeur du module de l'ordre de 10%. En revanche, les modules de cisaillement sont sous-estimés par la Loi des Mélanges (+ 30%). Le modèle Halpin-Tsai est utilisé en fonction de l'ajustement expérimental du paramètre n_s qui est évalué à 0.38 pour les matériaux PU et PC. Dans ce cas, on peut voir une bonne corrélation avec les matériaux pultrudés. L'influence du procédé de transformation peut également être responsable de ces différences. En effet, lors de l'opération d'imprégnation des fibres par le processus de moulage au contact, les liaisons fibre/matrice peuvent être endommagées par le passage de l'ébulleur. Du point de vue de l'approche de la rupture, le manque de modèle nuit fortement à l'évaluation de la contrainte à rupture en cisaillement.

5.5 Discussion et conclusion

La confrontation entre les différents modèles proposés dans la littérature et les résultats des essais de caractérisation montrent une bonne corrélation au niveau de l'estimation de la rigidité des matériaux. En effet, en traction, compression et cisaillement, l'ensemble des modèles permet une analyse relativement précise des modules caractéristiques. On peut toutefois noter le fait que l'intégralité des modules biphasiques présentés ici reposent sur des hypothèses d'adhérence parfaite.

L'étude des interactions fibre/matrice est réalisée grâce à la micromécanique en prenant en considération la longueur critique de transfert de charge et la résistance de cisaillement de l'interface. Une comparaison avec l'espacement entre fissures mesurée expérimentalement confirme une valeur caractéristique de résistance au cisaillement de l'interface de 5.8 MPa dans le cas des matériaux pultrudés MAT, PU et PC. Dans le cas du matériau stratifié MC, la longueur critique de transfert de charge est plus importante que celle des matériaux pultrudés, signe d'une résistance au cisaillement de l'interface plus faible (de l'ordre de 2.5 MPa). L'étude de la fissuration à l'échelle mésoscopique (voir chapitre 4) confirme ces valeurs caractéristiques. Cette observation confirme l'intérêt de la pultrusion utilisée afin d'améliorer le transfert de charge fibre/matrice.

La micromécanique des matériaux composites se base sur les propriétés d'interface du matériau. Le modèle stochastique prend en compte la qualité d'adhésion entre la fibre et la matrice de manière à définir la zone de transition. La confrontation entre les résultats expérimentaux et les résultats obtenus à partir du modèle mésoscopique valide les paramètres micromécaniques que nous avons déterminés.

Modèle	MAT	MC	PU	PC
	-	-	-	-
TRACTION				
Rigidité	LdM ¹	LdM	LdM	LdM
Fissuration	Stoch.	Stoch.	Stoch.	Stoch.
Rupture	-	-	-	-
	-	-	-	-
COMPRESSION				
Rigidité	LdM ²	LdM	LdM	LdM
Rupture	-	-	-	-
	-	-	-	-
CISAILLEMENT				
Rigidité	LdM	LdM	Puck	Puck
Rupture	-	-	-	-

TAB. 5.14 – Modèles adoptés pour chaque configuration de renfort

¹pour Stochastique

²pour Loi des Mélanges

Le tableau 5.14 page précédente présente une synthèse des modèles basés sur la micromécanique dont nous proposons l'utilisation afin de prédire les lois de comportement en traction, en compression et au cisaillement des quatre différents matériaux étudiés.

L'approche de la rupture est mal abordée dans la littérature. Les différents modèles mésoscopiques ne tiennent pas compte de l'ensemble des paramètres microscopiques et mésoscopiques. L'interaction entre la fibre et la matrice joue un rôle prépondérant sur le comportement global du composite. Les interactions sont également guidées par le processus de transformation du système composite. Nous proposons une approche basée sur les observations mésoscopiques et sur la mécanique de la rupture (critère de résistance) dans le chapitre suivant.

Chapitre 6

Critères de rupture à l'échelle mésoscopique

Sommaire

6.1	Introduction	162
6.2	Critères et matériaux composites	162
6.2.1	Théorie de la contrainte maximale	163
6.2.2	Critères interactifs ou énergétiques	163
6.2.3	Critères tensoriels	163
6.2.4	Critères phénoménologiques	164
6.3	Formulation d'un critère de résistance	165
6.3.1	Critère de résistance en mode II	165
6.3.2	Critère de résistance en mode I	166
6.4	Confrontation des résultats	167
6.4.1	Présentation des essais	167
6.4.2	Confrontation des résultats	170
6.4.3	Enveloppe de rupture	173
6.5	Conclusion	175

6.1 Introduction

L'étude de la résistance à la rupture des matériaux composites est plus complexe que l'analyse des propriétés mécaniques. L'apparition de microfissures dans la matrice, la rupture des fibres et les phénomènes de décohésion aux interfaces entraînent la ruine du matériau. Les processus de rupture des composites présentent une grande diversité et ne peuvent être retranscrits qu'avec une parfaite maîtrise des points suivants :

- ⇒ des critères de résistance de chaque phase,
- ⇒ de l'état de contraintes et de déformations dans le matériau,
- ⇒ des phénomènes de propagations de fissures dans la microstructure,
- ⇒ de la nature de l'interface fibre/matrice.

Les constatations expérimentales conduisent à deux remarques essentielles : la matrice minérale engendre des comportements très différents en traction et en compression, et la présence de fibres de renfort peut rendre le matériau fortement anisotrope. La démarche que nous avons choisie de suivre s'attache à coupler le choix de critères de résistance à une description phénoménologique rigoureuse du comportement à la rupture du matériau.

Durant ce chapitre, nous ne prendrons pas en considération l'influence des conditions d'essais, c'est-à-dire la géométrie des corps d'épreuve et la nature du contact éprouvette/machine.

6.2 Critères et matériaux composites

Des critères de rupture des matériaux composites sont obtenus dans la littérature à partir d'approches mésoscopiques ou basées sur la micromécanique. Dans l'approche par la micromécanique, les critères sont établis par rapport aux propriétés mécaniques des constituants du matériau et par l'application de méthodes d'analyse limite. Cependant, ces modèles sont restreints par l'ignorance de la nature de l'interface fibre/matrice et du procédé de transformation du composite. Nous proposons de se référer au rapport de Chevalier (Chevalier, 1991) pour de plus amples informations sur les critères micromécaniques.

Les critères des systèmes composites sont majoritairement formulés pour des composites à fibres unidirectionnelles. La fibre est considérée mésoscopiquement homogène et les modèles sont constitués par une fonction du premier

degré des composantes du tenseur des contraintes, dépendant d'un certain nombre de paramètres du matériau (déterminés expérimentalement).

6.2.1 Théorie de la contrainte maximale

La valeur la plus défavorable conduit donc un mode de rupture du composite, en fonction de l'angle α : une rupture par traction des fibres pour de faibles valeurs de α , une rupture par cisaillement de la matrice pour des valeurs intermédiaires de α ou une rupture par traction de la matrice pour des angles α proches de la matrice.

$$|\sigma_x| \leq \frac{\sigma_c}{\cos^2 \alpha}, \quad |\sigma_x| \leq \frac{\sigma_m}{\sin^2 \alpha}, \quad |\sigma_x| \leq \frac{\tau_m}{\cos \alpha \sin \alpha} \quad (6.1)$$

6.2.2 Critères interactifs ou énergétiques

Dès 1928, Von Mises a proposé un critère de plasticité pour les matériaux anisotropes sous la forme d'une expression quadratique du tenseur des contraintes. Les constantes F_{ij} du tenseur des contraintes sont des caractéristiques des propriétés de résistance et d'anisotropie du matériau. Dans le cas de plaques ou de coques, le nombre de constantes de la matrice de fragilité $\{F\}$ est réduit en raison des propriétés de symétrie du matériau et de la nécessité d'obtenir d'une fonction $f(\sigma)$ convexe. La formulation du critère prend alors la forme suivante :

$$\frac{\sigma_{11}^2}{X^2} + \frac{\sigma_{22}^2}{X^2} - \frac{K}{XY} \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{\sigma_{12}^2}{S^2} = 1 \quad (6.2)$$

En contraintes planes, Chevalier (Chevalier, 1991) montre que les critères énergétiques sont relativement pessimistes lorsque la contrainte de cisaillement est importante.

6.2.3 Critères tensoriels

Hoffman (Hoffman, 1967) propose un critère inspiré du critère de Tsai-Hill. La formulation du critère se base sur une généralisation du critère de Hill en tenant compte des différences de comportement des matériaux en compression et en traction. Ota (Ota *et al.*, 1959) extrapole le critère énergétique de Hill en ajoutant des termes linéaires et en étudiant le comportement plastique dissymétrique des métaux en traction et en compression. Tsai et Wu ont systématisé le critère énergétique de Hill en exprimant un critère présenté sous forme quadratique dans l'espace des contraintes. Cette condition est sensible

au signe des contraintes normales et aux effets des contraintes isotropes. La représentation de cette fonction limite dans l'espace des contraintes est une ellipsoïde. Le nombre de constantes peut être réduit au regard des propriétés symétriques du matériau. Ainsi, dans le cas d'un matériau orthotrope, l'expression suivante est utilisée :

$$\begin{aligned}
 F_3 \sigma_{33} &+ F_1 (\sigma_{11} + \sigma_{22}) + F_3 \sigma_{33}^2 + 2F_{31} (\sigma_{33}\sigma_{11} + \sigma_{33}\sigma_{22}) + \dots \\
 \dots &+ F_{11} (\sigma_{11}^2 + \sigma_{22}^2 + 2\sigma_{21}) + 2F_{12} (\sigma_{11}\sigma_{22} - \sigma_{21}) + \dots \\
 \dots &+ F_{14} (\sigma_{32}^2 + \sigma_{13}^2) = 1
 \end{aligned} \tag{6.3}$$

Dans le cas de composites en compression et sous pression de confinement, Böehler et Raclin (Boelher & Raclin, 1985) admettent que la ruine du matériau en compression est causée par deux mécanismes différents suivant l'orientation du renfort. Dans le cas du mode II, ou mode parallèle, le critère est une généralisation de la loi de frottement de Coulomb, prenant en considération l'anisotropie du matériau et l'influence de la pression de confinement p .

$$\begin{aligned}
 (\sigma_n - p) \cos \Phi \sin \Phi &= (1 + a_0 p + a_1 p^2) (\sigma_n \cos^2 \Phi + p \sin^2 \Phi) \operatorname{tg} \Phi_0 + \dots \\
 \dots &+ (1 + a_2 p + a_3 p^2) c_0
 \end{aligned} \tag{6.4}$$

avec Φ l'angle de frottement à $p=0$
 c_0 la résistance au cisaillement dans le plan des couches
 a_i des constantes du matériau

6.2.4 Critères phénoménologiques

Dans le but de cerner au plus près les phénomènes de rupture, l'intervention des mécanismes de dégradation dans la formulation de critères est préconisée par certains auteurs. La démarche adoptée est identique à celle du critère de la contrainte maximale, avec une analyse plus développée des différents phénomènes. Hashin propose un critère pour les composites unidirectionnels qui est basé sur les quatre modes principaux de rupture du matériau : rupture de la fibre en traction, rupture de la fibre en compression, rupture en traction de la matrice et rupture en compression de la matrice.

6.3 Formulation d'un critère de résistance pour le matériau étudié

En fonction des modes de rupture observés lors des différents essais de traction et compression, nous proposons l'utilisation d'un critère basé sur le critère de Böehler-Raclin. Le critère doit prendre en compte l'anisotropie des résistances. La rupture se produit selon deux modes définis, suivant l'orientation des fibres. Le critère utilisé est constitué de deux branches en fonction des modes de rupture I et II.

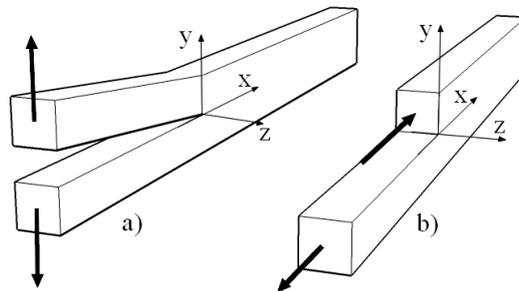


FIG. 6.1 – Mode de rupture, a) Mode I : ouverture de la fissure, b) Mode II : glissement dans le plan

6.3.1 Critère de résistance en mode II

Le critère est exprimé par une relation entre la contrainte tangentielle au plan de rupture σ_{23} , la contrainte normale σ_{33} et la pression de confinement p , dans le cas d'une rupture de mode II (généralisation de la loi de frottement de Coulomb) :

$$\sigma_{23} = (1 + a_0 p + a_1 p^2) \sigma_{33} \operatorname{tg} \Phi_0 + (1 + a_2 p + a_3 p^2) c_0 \quad (6.5)$$

avec Φ_0 l'angle de frottement pour $p=0$

c_0 la résistance de cisaillement simple

a_i les constantes matérielles (influence de p)

Les contraintes σ_{23} et σ_{33} peuvent s'exprimer en fonction de la surcharge axiale $\sigma_n - p$, de la pression de confinement et de l'orientation Φ :

$$\begin{aligned} \sigma_{23} &= (\sigma_n - p) \sin \Phi \cos \Phi \\ \sigma_{33} &= p \sin^2 \Phi + \sigma_n \cos^2 \Phi \end{aligned}$$

Le critère s'exprime donc de la manière suivante :

$$\begin{aligned} (\sigma_n - p) \cos \Phi \sin \Phi &= (1 + a_0 p + a_1 p^2) (\sigma_n \cos^2 \Phi + p \sin^2 \Phi) \operatorname{tg} \Phi_0 + \dots \\ \dots &+ (1 + a_2 p + a_3 p^2) c_0 \end{aligned} \quad (6.6)$$

Les valeurs des deux constantes $\operatorname{tg} \Phi_0$ et c_0 peuvent être déterminées à partir de divers essais de traction et compression avec orientation des fibres de renfort. Dans le cas où la valeur de la pression de confinement est nulle, le critère de résistance s'écrit de la manière suivante :

$$\sigma_n \cos \Phi (\sin \Phi - \cos \Phi \tan \Phi_0) = c_0 \quad (6.7)$$

6.3.2 Critère de résistance en mode I

Le critère de résistance dans le cas d'une rupture en mode I est basé sur le critère de Tsai-Wu, qui tient compte des différences entre résistance en traction et résistance en compression, tout en restant applicable aux matériaux anisotropes. L'application de ce critère aux essais de compression axiale σ_n dans la direction Φ avec la pression de confinement p conduit à l'expression suivante :

$$\begin{aligned} \sigma_n (F_1 \sin^2 \Phi + F_3 \cos^2 \Phi) + p [F_1 (1 + \cos^2 \Phi) + F_3 \sin^2 \Phi] + \dots \\ \dots + \sigma_n^2 [F_{11} \sin^4 \Phi + F_{33} \cos^4 \Phi + (F_{44} + 2F_{31}) \sin^2 \Phi \cos^2 \Phi] + \dots \\ \dots + p^2 [F_{11} (1 + \cos^4 \Phi) + F_{33} \sin^4 \Phi + (F_{44} + 2F_{31}) \sin^2 \Phi \cos^2 \Phi + \dots \\ \dots + 2F_{12} \cos^2 \Phi + 2F_{31} \sin^2 \Phi] + \sigma_n p [(F_{11} + F_{33} - F_{44}) \sin^2 \Phi \cos^2 \Phi + \dots \\ \dots + F_{31} (\cos^2 \Phi + \sin^4 \Phi + \cos^2 \Phi) + F_{12} \sin^2 \Phi] = 1 \end{aligned} \quad (6.8)$$

Dans cette expression, sept constantes F_i et F_{ij} des matrices de fragilités apparaissent. Dans un cas uniaxial avec $p=0$, cette relation se simplifie. Il ne reste que six coefficients dont deux sont liés :

$$\begin{aligned} \sigma_n^2 [F_{11} \sin^4 \Phi + F_{33} \cos^4 \Phi + \cos^2 \Phi \sin^2 \Phi (2F_{31} + F_{44})] + \dots \\ \dots + \sigma_n (F_1 \sin^2 \Phi + F_3 \cos^2 \Phi) = 1 \end{aligned} \quad (6.9)$$

Avec différents essais de traction ou de compression orientées, il est possible de déterminer les cinq constantes :

$$F_3 = \frac{1}{X} - \frac{1}{X'}, \quad F_{33} = \frac{1}{XX'},$$

$$F_1 = \frac{1}{Y} - \frac{1}{Y'}, \quad F_{11} = \frac{1}{YY'},$$

$$(2F_{31} + F_{44}) = \frac{1}{0.1875} \left[\frac{1}{M'^2} - \frac{0.0625}{YY'} - \frac{0.5625}{XX'} + \frac{0.25}{M'} \left(\frac{1}{Y} - \frac{1}{Y'} \right) + \dots \right. \\ \left. \dots + \frac{0.75}{M'} \left(\frac{1}{X} - \frac{1}{X'} \right) \right]$$

avec X la résistance en traction pour $\Phi = 0$
 X' la résistance en compression pour $\Phi = 0$
 Y la résistance en traction pour $\Phi = 90^\circ$
 Y' la résistance en compression pour $\Phi = 90^\circ$
 M' la résistance en compression pour $\Phi = 30^\circ$

6.4 Comparaison entre les prévisions théoriques et les résultats expérimentaux

6.4.1 Présentation des essais

Les deux critères sélectionnés (Tsai-Wu et Coulomb) sont donc appliqués au matériau renforcé par des fibres longues unidirectionnelles (PU et PC) ainsi qu'au matériau MC. Des essais de compression et de traction sont effectués en faisant varier l'angle du renfort Φ de manière à déterminer les constantes F_i et F_{ij} . Les modes opératoires des essais sont similaires à ceux présentés au cours du chapitre 4. En compression, nous avons utilisé le dispositif de fretage afin de limiter les phénomènes d'instabilité locale. La figure 6.2 page suivante montre les essais effectués sur ces systèmes composites.

Les valeurs de contraintes ultimes en traction σ_t et en compression σ_c sont résumées dans le tableau 6.1 page suivante. La rupture en compression est dirigée par le niveau de contraintes de cisaillement à l'interface fibre/matrice. Nous pouvons nous rendre compte d'une chute rapide de la contrainte ultime en fonction de l'orientation des fibres. De la même manière, la résistance en traction est fortement influencée par le glissement à l'interface fibre/matrice. Un très faible décalage entre les directions des fibres et de la force entraîne une baisse brutale de la résistance du matériau pultrudé.

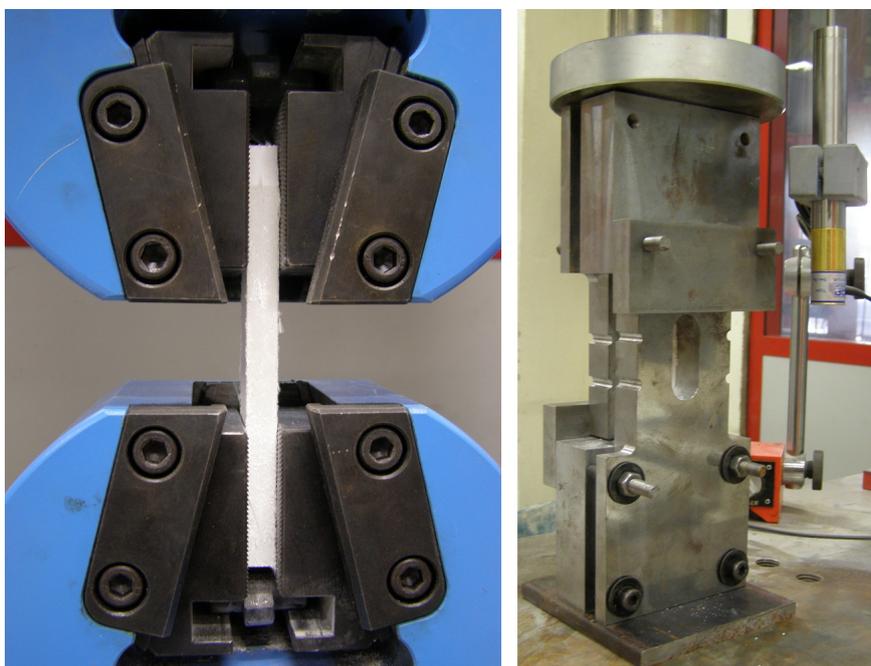


FIG. 6.2 – Essais de traction et compression orientées

Inclinaison des fibres [°]	Contrainte de traction [MPa]			Contrainte de compres. [MPa]		
	MC	PU	PC	MC	PU	PC
0	57.4	148.4	83.4	74.4	86.4	77.3
15	35.0	3.6	–	72.7	23.1	18.9
30	34.6	3.3	4.7	44.8	18.2	14.0
45	29.9	2.1	3.0	37.7	14.0	8.6
60	23.0	–	2.0	36.6	11.0	5.5
90	27.9	1.2	2.4	33.2	6.9	3.4

TAB. 6.1 – Résultats des essais de traction et de compression en fonction de l'angle d'inclinaison des fibres

Les modes de rupture observés sont présentés schématiquement par la figure 6.3 page ci-contre. De plus, des photographies des éprouvettes ruinées sont mises en évidence par la figure 6.4 suivante. Les deux modes de ruines sont nettement visibles pour les systèmes composites à fibres de renfort unidirectionnelles. En compression, dans le cas des matériaux PU et PC, les éprouvettes inclinées à 15°, 30°, 45° et 60° ont atteint la rupture en mode II,

par glissement. Toutes les éprouvettes de composite MC montre une rupture de type mode I, par désolidarisation à l'interface fibre/matrice. En traction, tous les faciès de rupture sont caractéristiques du mode I.

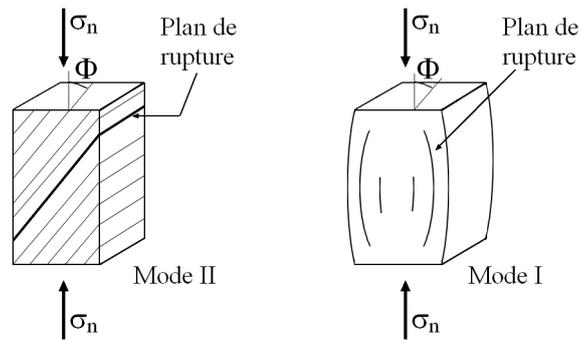


FIG. 6.3 – Plan de rupture mode I et mode II

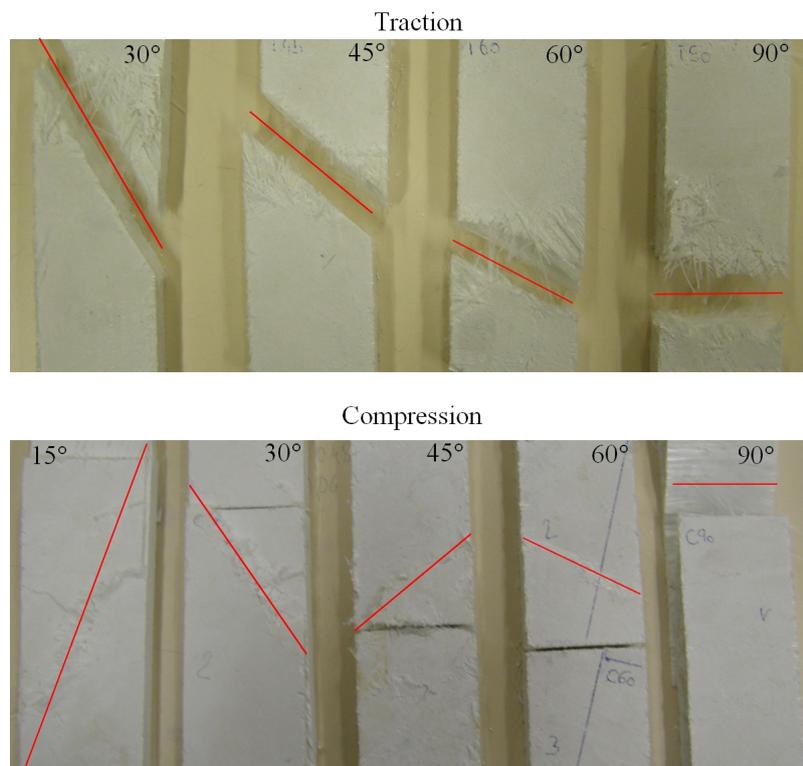


FIG. 6.4 – Mode de ruine des éprouvettes testées

6.4.2 Confrontation des résultats

A partir des résistances en traction et en compression, il est possible de déterminer les coefficients F_i , F_{ij} , $tg \Phi_0$ et c_0 qui caractérisent les critères de rupture retenus (voir tableau 6.2).

		MC	PU	PC
Traction	F_1	0.005676	0.688127	0.129543
	F_{11}	0.001081	0.121005	0.123375
	F_3	0.003950	-0.004836	-0.001003
	F_{33}	0.000234	0.000078	0.000154
	$2F_{31} + F_{44}$	0.004063	0.721347	0.239087
Compression	$tg \Phi_0$	–	0.093	0.041
	$c_0 [MPa]$	–	5.3	5.0
	F_1	-0.005676	-0.688127	-0.129543
	F_{11}	0.001081	0.121005	0.123375
	F_3	-0.003950	0.004836	0.001003
	F_{33}	0.000234	0.000078	0.000154
	$2F_{31} + F_{44}$	0.002111	0.008563	0.001943

TAB. 6.2 – Calcul des constantes F_i et F_{ij}

Les résultats des essais sont superposés aux critères de Tsai-Wu et Coulomb en compression et en traction pour les trois systèmes composites étudiés (voir figures 6.5 page suivante, 6.6 page 172 et 6.7 page 173).

Pour les systèmes composites à fibres de renfort unidirectionnelles (PU et PC), les prévisions théoriques sont en accord avec les données expérimentales, obtenues à partir des équations 6.7 et 6.9. En traction, un seul mode de ruine (le mode I) est observé, ce qui conduit à l'élaboration du critère de Tsai-Wu uniquement. On constate une bonne corrélation entre les données expérimentales et les courbes théoriques. La résistance du composite chute rapidement avec l'inclinaison des fibres de renfort en raison de la faible interaction (mécanique et chimique) entre la matrice et la fibre.

Deux modes de rupture (mode I et II) sont observés en compression dans le cas des composites PU et PC. Les deux critères de rupture permettent de prévoir les valeurs de résistance et les modes de rupture en fonction des angles d'orientations des fibres. On peut toutefois remarquer que pour une orientation de fibres supérieure à 45° , les critères sont très proches et tra-

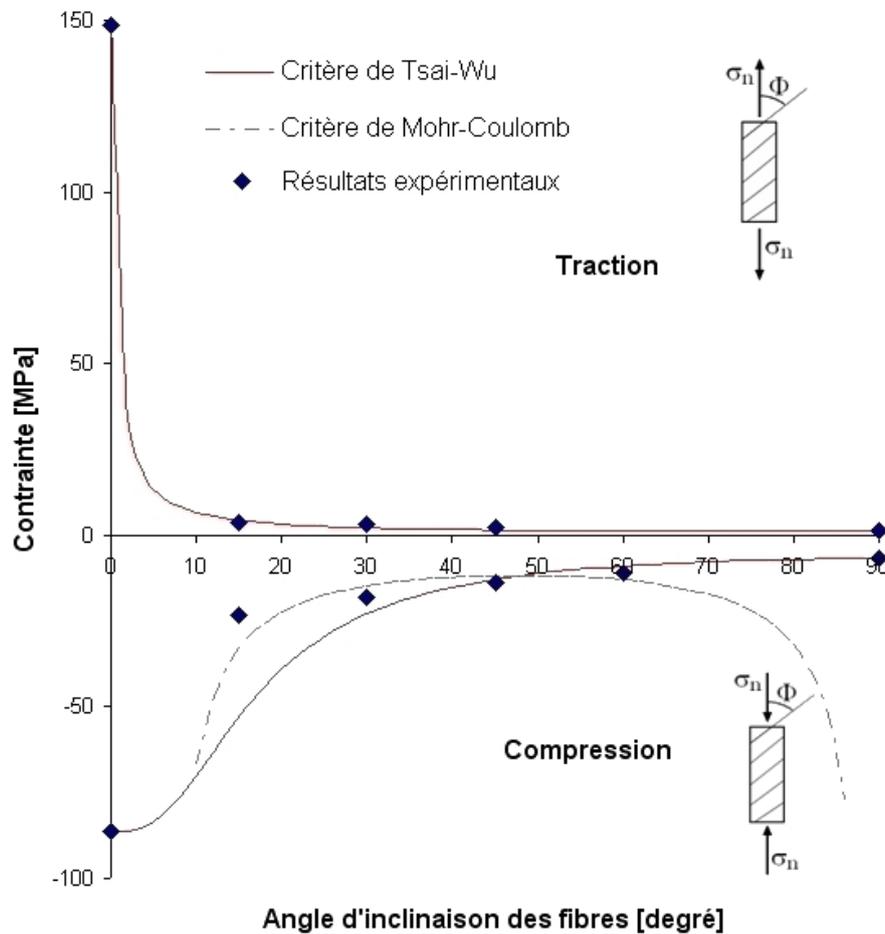


FIG. 6.5 – Critère de résistance en traction et en compression du système composite PU

duisent donc d'une hésitation du matériau quant au mode de ruine. Pour ces composites, la plage de rupture suivant le mode II (glissement) varie entre 15° et 45° approximativement. De plus, on peut noter une légère amélioration de la résistance en traction du matériau PC apportée par l'ajout de deux couches de mat (de l'ordre de 40%).

Les résultats obtenus indiquent une forte sensibilité du matériau au signe des contraintes normales. Le critère quadratique de Tsai-Wu permet d'appréhender cette observation et conduit à de bonnes prévisions en traction et en compression.

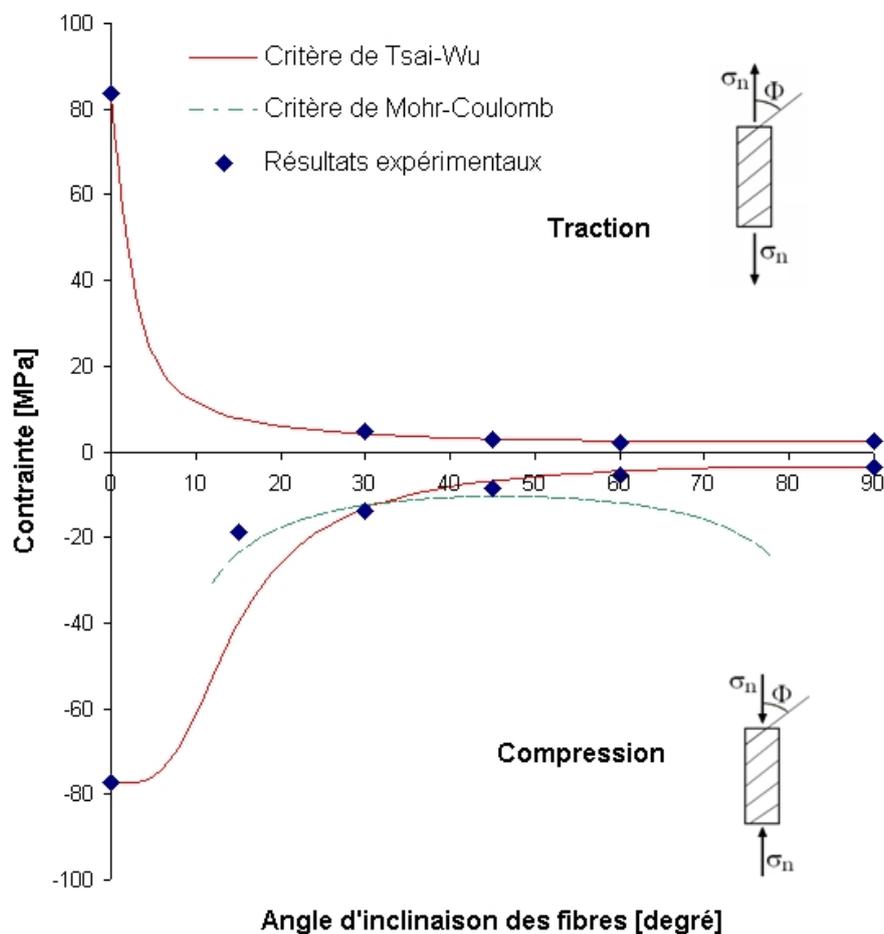


FIG. 6.6 – Critère de résistance en traction et en compression du système composite PC

Ce critère est également appliqué au matériau MC malgré un empilement de renfort unidirectionnel et dispersé. En raison du mode de rupture des éprouvettes, en mode I quelque soit l'angle d'orientation des fibres par rapport à la force appliqué, le critère de Mohr-Coulomb n'est pas déterminé. Une bonne corrélation est obtenue entre les résultats théoriques et les données expérimentales. L'apport des couches de mat est indéniable sur la résistance en traction et compression du système composite. Par rapport au système PU, la résistance en compression est augmentée de 150% à 250%. En traction, les contraintes à rupture obtenues sont dix fois plus importantes que celles du composite PU pour une orientation de fibres différentes de 0° .

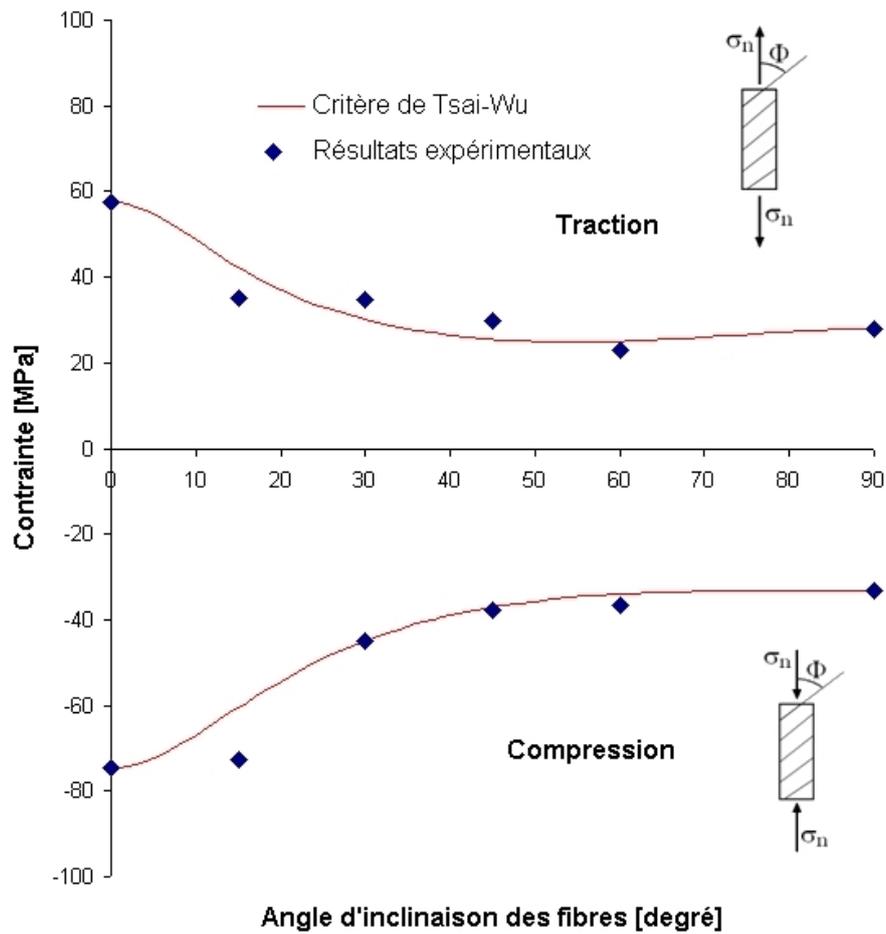


FIG. 6.7 – Critère de résistance en traction et en compression du système composite MC

6.4.3 Enveloppe de rupture

Les enveloppes de rupture des matériaux PU, PC et MC sont tracées grâce à deux critères de rupture présentés précédemment et le critère de la contrainte maximale qui se base sur l'équation 6.1 page 163.

Les représentations graphiques des enveloppes de rupture des matériaux PU, PC et MC sont présentées en figures 6.8 page suivante, 6.9 page suivante et 6.10 page 175. Dans le repère $(\sigma; \tau)$, le critère de la contrainte maximale surestime toujours la résistance des systèmes composites PU, PC et MC. Les critères de Tsai-Wu et Mohr-Coulomb sont plus adaptés à ces matériaux.

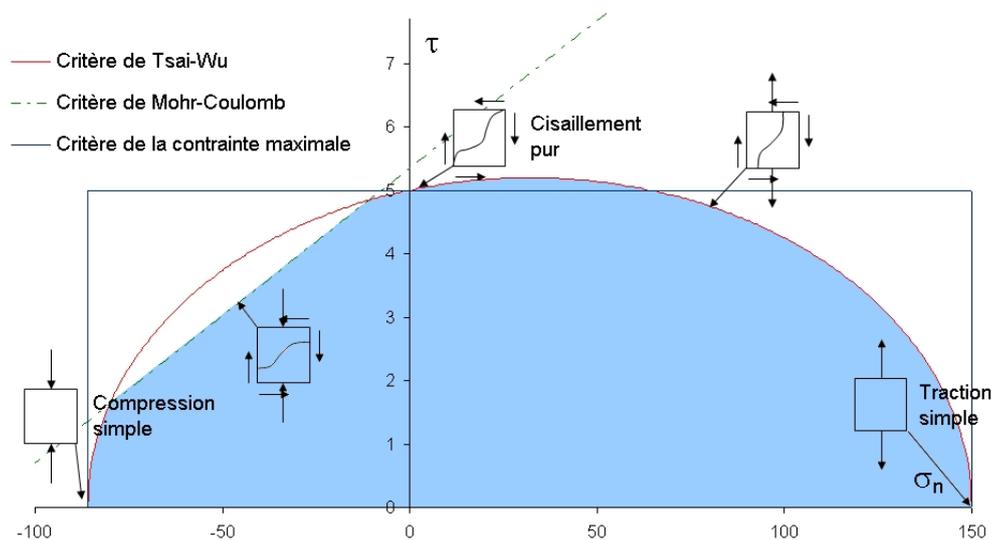


FIG. 6.8 – Enveloppe de rupture du matériau PU

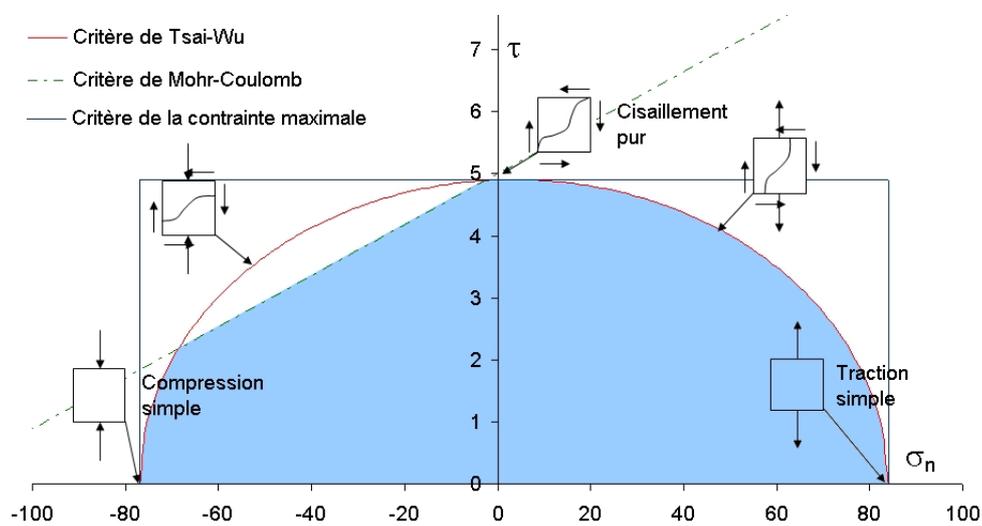


FIG. 6.9 – Enveloppe de rupture du matériau PC

Le domaine d'utilisation du matériau dans le repère $(\sigma; \tau)$ est mis en valeur sur les graphiques. Le critère de Tsai-Wu surestime la résistance du

matériau dans le domaine des compressions, ce qui confirme l'utilisation du critère de Mohr-Coulomb pour ces niveaux de chargement.

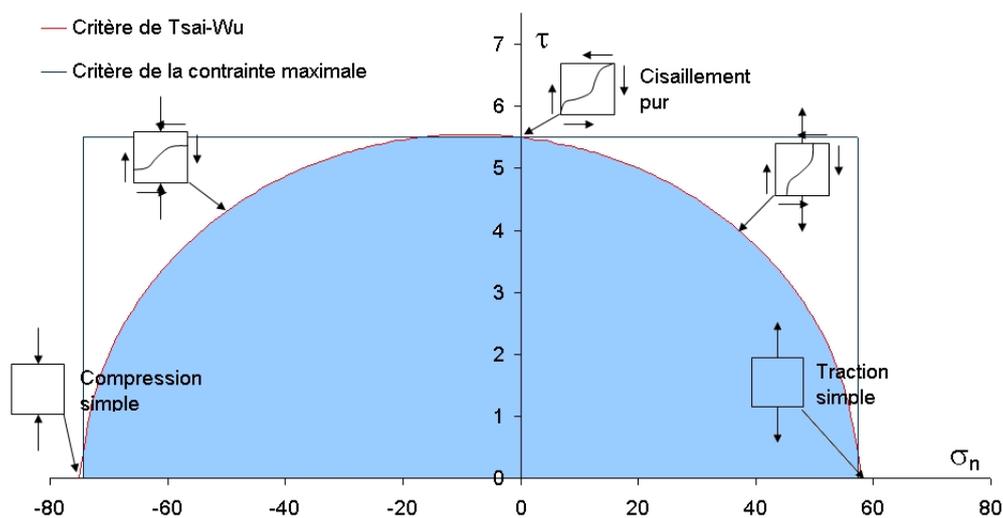


FIG. 6.10 – Enveloppe de rupture du matériau MC

6.5 Conclusion

La première partie de ce chapitre est consacrée à la présentation des principaux critères de résistance des matériaux composite, classée en fonction de leurs natures (énergétique, tensoriel ou phénoménologique).

Nous proposons l'utilisation d'un critère à deux branches spécifiques pour notre matériau composite unidirectionnel. Chacune des branches caractérise un mode de rupture défini. La sensibilité au signe des contraintes est prise en considération.

Le critère que nous avons utilisé pour définir la rupture en mode II est basé sur une généralisation de la loi de frottement de Coulomb, en appréhendant l'influence de l'anisotropie du matériau. Le critère pour le mode I est celui de Tsai-Wu, qui peut être appliqué dans le domaine des compressions et des tractions.

Les résultats expérimentaux justifient l'emploi de ces deux critères de résistance. En effet, une bonne corrélation est obtenue pour les valeurs de résistances directionnelles ainsi que pour les modes de rupture correspondant à chaque orientation du tenseur des contraintes par rapport aux axes privilégiés du matériau. Le tableau 6.3 présente une synthèse des critères de résistance retenus pour les quatre matériaux considérés.

	Traction	Compression
MAT	Contrainte max	Contrainte max
MC	Tsai-WU	Tsai-WU & Mohr-Coulomb
PU	Tsai-WU	Tsai-WU & Mohr-Coulomb
PC	Tsai-WU	Tsai-WU & Mohr-Coulomb

TAB. 6.3 – Critères de résistance retenus en traction et compression

Synthèse Partie II

La matrice minérale CPI utilisée est une matrice céramique de structure réticulaire 3D. Elle est obtenue par polycondensation entre une poudre de Calcium Méta Silicate et un acide phosphorique (45% de poudre pour 55% de liquide). Le mélange qui en résulte est un phosphate de calcium ($CaSiO_3$), qui présente plusieurs intérêts :

- ⇒ Il n'y a pas l'alcali-réaction avec la fibre de verre E.
- ⇒ Le matériau est incombustible.
- ⇒ Il ne dégage pas de gaz organiques toxiques ni durant la phase de fabrication, ni aux très hautes températures.

Différents renforts en fibres de verre E sont utilisés, du roving (mèches en continues) aux textiles mat (fibres courtes et dispersées) et unidirectionnel (UD2071). Différents procédés de transformation sont mis en œuvre afin d'augmenter les performances mécaniques des systèmes composites. Les taux volumiques de renfort obtenus sont faibles en comparaison aux taux volumiques de renfort des composites à matrice polymère (de 15% à 30%). Néanmoins, ce taux volumique de renfort est nettement supérieur à celui des composites à matrice minérale classique, de l'ordre de 5%. Quatre formulations composites sont retenues (MAT, MC, PU et PC) et une campagne de caractérisation est menée en traction, en compression et en cisaillement. Les essais ont permis de définir les meilleures procédures expérimentales de caractérisation de ces composites. Grâce au retour d'expérience, une contribution à l'amélioration des processus de fabrication est apportée.

Les propriétés rhéologiques de la matrice gouvernent le processus de fabrication. La pultrusion entraîne une amélioration des conditions d'imprégnation des fibres et donc une augmentation des propriétés mécaniques en traction et compression. De plus, le comportement mécanique est dirigé par les phénomènes d'adhésion à l'interface fibre/matrice, le transfert de charge et par la fissuration de la matrice. L'analyse multi-échelles de la partie I sou-

ligne l'importance de facteurs tels que l'ancrage mécanique (pénétration de la matrice au sein des filaments, rugosité de surface des mèches, boucles des textiles). La transversalité des paramètres rend l'étude des formulations composites complexes, faisant appel à une pluridisciplinarité (analyse physico-chimique de l'interphase, comportement mécanique et interaction entre les fibres et la matrice, etc).

La difficulté d'identification des paramètres tels que la localisation de la contrainte de cisaillement ou encore le diamètre des mèches freine l'application des modèles micromécaniques relatifs à l'approche de la rupture. Cette observation souligne la nécessité de réalisation d'essais mécaniques de caractérisation afin de définir les lois de comportement des formulations composites, dans le but d'obtenir des jeux de données matériel susceptibles d'être utilisés dans la modélisation du comportement global d'éléments structuraux.

La modélisation des lois de comportement est réalisée au travers du modèle stochastique, qui tient compte de la nature de l'interface fibre/matrice. L'étude de la fissuration (orientation de la fissuration, distance entre fissures, zone de transition entre les différentes phases de comportement) permet l'estimation de paramètres micromécaniques tels que la longueur critique ou la résistance de cisaillement de l'interface. Ces paramètres, validés par l'expérience sont ensuite intégrés au modèle mésoscopique afin de définir les rigidités élastiques et les zones de transition. Néanmoins, l'approche de la rupture est mal abordée dans la littérature. Ce travail de recherche a également permis l'utilisation et la validation d'un critère de rupture phénoménologique basé sur les critères de Tsai-Wu et Mohr-Coulomb et sur les observations mésoscopiques afin de prévoir la rupture.

Les essais de caractérisation mettent en évidence les faibles propriétés mécaniques des formulations composites vis-à-vis des résistances aux cisaillements plan et interlaminaire. Il est donc nécessaire de compenser les faiblesses du matériau au cisaillement par la mise en place d'un renfort macroscopique. Pour ce faire, nous proposons, au cours des chapitres suivants, l'application de différentes technologies de confinement, tressage ou renforcement interne.

Troisième partie

Comportements structuraux de composites à matrice minérale

Chapitre 7

Analyse performantielle des poutres non renforcées

Sommaire

7.1	Introduction	182
7.2	Procédés constructifs généraux	184
7.3	Description des poutres et de l'essai	187
7.3.1	Définition des géométries des sections	187
7.3.2	Dispositif expérimental	187
7.3.3	Instrumentation	189
7.4	Analyse des résultats expérimentaux	190
7.4.1	Relation charge/flèche	190
7.4.2	Comportement en rigidité	192
7.4.3	Comportement des sections, diagramme de Navier	194
7.4.4	Relation moment/courbure	196
7.4.5	Mode de rupture	198
7.5	Principe de modélisation	200
7.5.1	Prise en compte des phénomènes non linéaires	201
7.5.2	Confrontation modèle/expérience	207
7.5.3	Approche de la rupture	208
7.5.4	Conditions limites aux ELS	209
7.6	Discussion et conclusion	210

7.1 Introduction

Ces dernières années, une nouvelle génération de bâtiments construits en superposant des modules élémentaires s'est imposée dans le monde entier. Les Pays Bas, précurseurs dans ce domaine, ont construit des logements étudiants fabriqués à partir de containers non jointifs, de manière à assurer une isolation phonique. Chaque caisson, d'une dimension de $2.50 \times 12 \text{ m}^2$ est entièrement isolé, possède un système de ventilation et dispose d'une baie vitrée donnant sur un balcon. Cette solution de construction est reprise dans de nombreux pays. Les Etats-Unis, l'Australie, la Grande Bretagne, le Danemark... se sont laissés séduire. En France, le premier projet de construction réalisé par assemblage de containers recyclés de l'industrie du transport est prévu sur le campus universitaire du Havre (livraison prévue en septembre 2009, voir photo 7.1).



FIG. 7.1 – Logements étudiants du Havre

Les constructions modulaires présentent l'avantage d'une fabrication en série, sur un, voire plusieurs modèles. Outre l'économie occasionnée par la standardisation de la fabrication, la construction est rapide et par conséquent peu onéreuse.

La stratégie de développement visée à l'échelle du laboratoire consiste à mettre en place une solution de concurrence sur ce marché des préfabriqués. Les matériaux composites à matrice minérale présentent tous les avantages

pour ce type de construction. Les propriétés de ces matériaux permettent la réalisation de modules élémentaires combinant sécurité incendie, souplesse, facilité de mise en œuvre...

Afin d'offrir une alternative efficace, les modules élémentaires doivent également répondre à des critères économiques, d'où la nécessité de prévoir des procédés technologiques innovants. Ainsi, nous avons choisi de nous orienter vers la préfabrication de modules élémentaires en matériau composite. L'ossature porteuse est une structure poteau/poutre en composite à matrice minérale. Ces éléments structuraux sont réalisés industriellement en suivant des procédés de fabrication spécifiques. On peut citer, à titre de comparaison, les planchers Rector constitués de poutrelles précontraintes, d'entrevous et de rupteurs. Le procédé de transformation que nous avons choisi vise deux objectifs : i) minimiser l'investissement et ii) simplifier la gestion du stock. A ces fins, la pultrusion est le procédé de fabrication le plus performant. La réalisation de planches rectangulaires n'engendre pas l'achat de têtes de pultrusion complexes et donc onéreuses. De plus, la gestion du stock est facilitée par la géométrie des planches. Les poutres sont assemblées à la demande, en fonction des sollicitations mécaniques engendrées lors de l'exploitation. Les parois et planchers peuvent alors être réalisés en panneaux sandwich en composites. Ces derniers ont été largement étudiés par Cuypers (Cuypers, 2002). Enfin, nous envisageons également une application des composites à matrice minérale au niveau des éléments de second œuvre de type tuyaux ou rails.

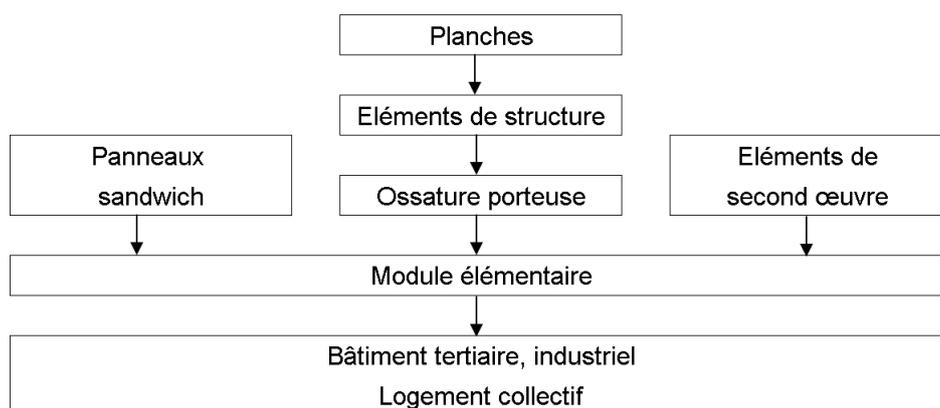


FIG. 7.2 – Stratégie de développement mise en place à l'échelle du laboratoire

Au cours de cette partie, nous détaillons les procédés constructifs généraux. Une caractérisation géométrique des combinaisons de base renseigne sur les propriétés des poutres. Ces éléments sont testés en flexion. Nous précisons les paramètres d'étude ainsi que l'instrumentation des éléments structuraux. Une analyse des résultats est présentée en examinant la cinématique des sections. Nous cherchons également à valider les hypothèses de calcul (Navier-Bernoulli et Saint Venant). Finalement, le développement d'une modélisation est proposée en intégrant les non linéarités de comportement. Le modèle se base sur la connaissance des performances mécaniques des matériaux.

7.2 Procédés constructifs généraux

Deux méthodes différentes de transformation ont été retenues pour la réalisation de nos poutres : le moulage au contact et la pultrusion. Ces deux procédés ont été présentés au cours du chapitre 3.

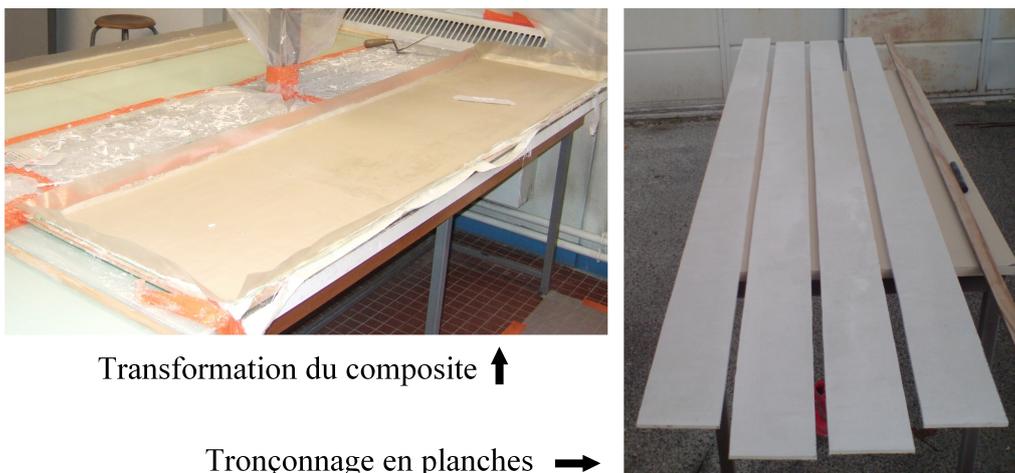


FIG. 7.3 – Réalisation des planches moulées au contact

L'assemblage des planches en éléments de structure est réalisé grâce à une colle époxydique thixotrope bi-composants (résine et durcisseur) sans solvant durcissant à froid de type Sika Dur 30. Les propriétés mécaniques de la colle sont présentées dans le tableau 7.1 page ci-contre. Les lois de comportement en traction, en compression et au cisaillement de la colle sont considérées élastiques linéaires jusqu'à la rupture (voir figure 7.4 page suivante).

Compressibilité à +15 ° C pour 15 kg	4 000 mm^2
Retrait	0.04%
Résistance en traction à +15 ° C et 3 jours	25-30 N/mm^2
Résistance en compression à +15 ° C et 3 jours	80-90 N/mm^2
Résistance au cisaillement à +15 ° C et 3 jours	16-19 N/mm^2
Module d'élasticité	12 800 MPa
Module de cisaillement	5 000 MPa

TAB. 7.1 – Propriétés mécaniques de la colle SIKA DUR 30

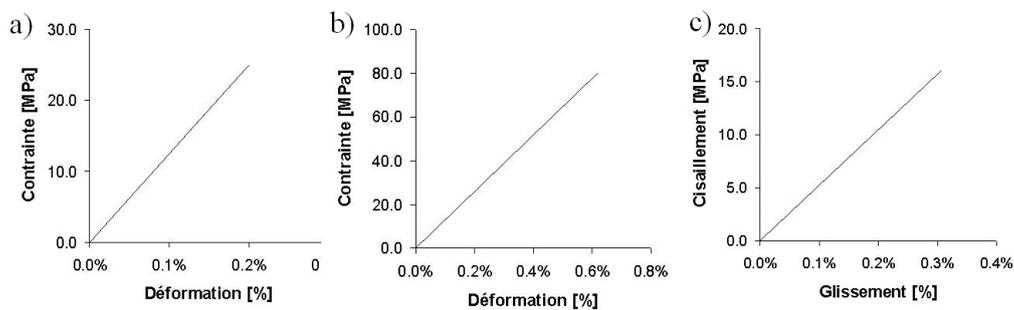


FIG. 7.4 – Lois de comportement de la Colle SIKA DUR 30 en a) traction, b) compression et c) cisaillement

Les poutres sont assemblées en plusieurs étapes afin de garantir un collage de qualité. Des cales en bois sont utilisées pour assembler les planches en angles droits. Un congé est réalisé de manière à limiter les sur-contraintes locales de cisaillement dans les joints époxydiques. Le collage est maintenu par des serre-joints et des plaques de répartition pendant 24 heures au minimum. La photo 7.5 page suivante montre le collage de la poutre PU/C.SR/2.01 ainsi que les poutres PU/P.SR/2.07 et PU/I.SR/2.10.

Le procédé constructif retenu permet la réalisation d'éléments de structure de différentes sections géométriques. L'assemblage de plats composites permet une optimisation des sections en fonction des sollicitations mécaniques et des contraintes géométriques. Une grande liberté architecturale est permise en raison de la facilité d'assemblage des planches. Néanmoins, cette procédure reste temporaire en raison du collage. Toutefois, il a été observé que la rupture ne se fait pas dans les joints de colle.

Nous proposons une nomenclature concernant les différentes poutres réa-

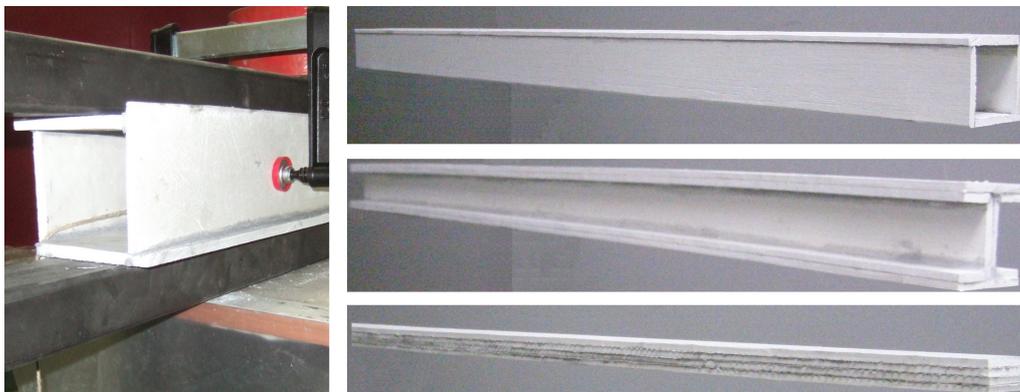


FIG. 7.5 – Collage de la poutre PU/P.SR/2.01

lisées (voir 7.6). La première partie de la nomenclature caractérise le matériau utilisé pour la réalisation de la poutre. La seconde partie indique la section et renseigne sur le renforcement structural utilisé. Une combinaison des paramètres est possible. Enfin, la dernière partie désigne la longueur de la poutre (2 ou 4 mètres) ainsi qu'un numéro d'identification.

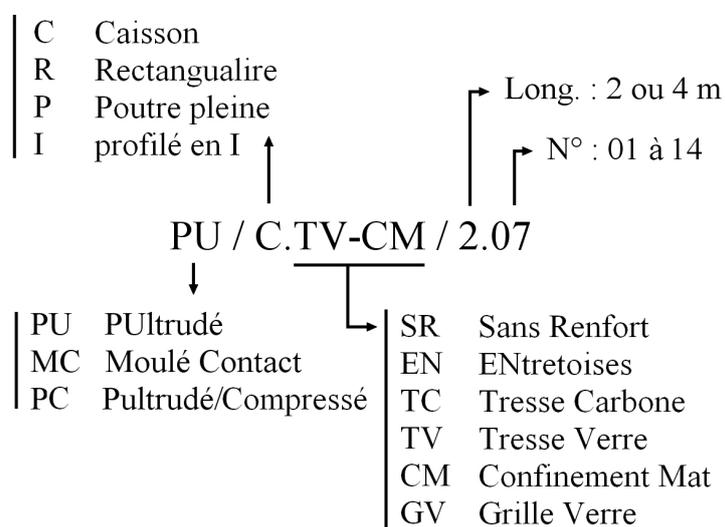


FIG. 7.6 – Nomenclature des poutres

7.3 Description des poutres et de l'essai de flexion 4-points

7.3.1 Définition des géométries des sections

Les planches pultrudées sont assemblées en trois poutres de sections géométriques différentes : en caisson carré creux (PU/C.SR/2.01), en section en I (PU/I.SR/2.10) et en section pleine (PU/P.SR/2.07). Une poutre en matériau stratifié au contact est également assemblée en caisson carré et creux (MC/C.SR/2.11). La figure 7.7 présente les sections géométriques des poutres ainsi réalisées et les moments quadratiques d'inertie qui en découlent.

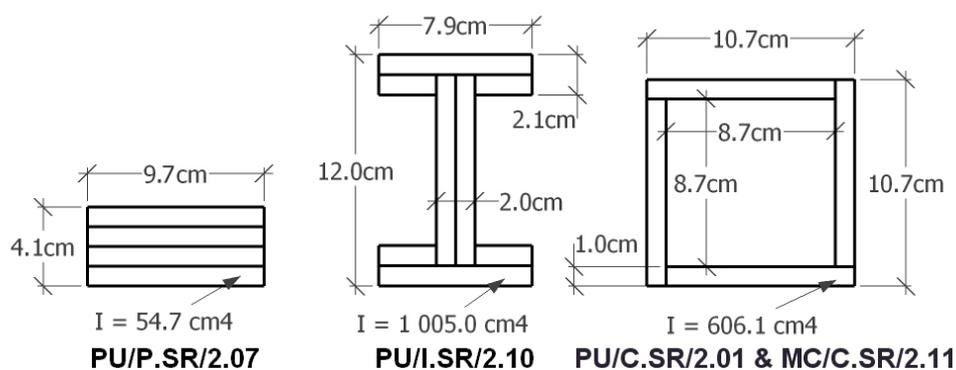


FIG. 7.7 – Schémas et dimensions géométriques moyennes des différentes poutres constituées d'un assemblage de planches composites

Les poutres PU/C.SR/2.01, PU/P.SR/2.07, PU/I.SR/2.10 et MC/C.SR/2.11 pèsent respectivement 14.1 kg, 14.0 kg, 19.4 kg et 11.9 kg.

7.3.2 Dispositif expérimental

Nous avons envisagé un essai de flexion circulaire. Les deux charges sont alors appliquées au tiers et deux tiers de la portée. La distance entre appuis est fixée à 1 890 mm (voir figure 7.8 page suivante). Le rapport de la portée sur la hauteur des poutres varie entre 1/15 et 1/18 à l'exception des poutres pleines dont le rapport est de l'ordre de 1/50. La durée des essais est comprise entre 3 et 14 minutes.

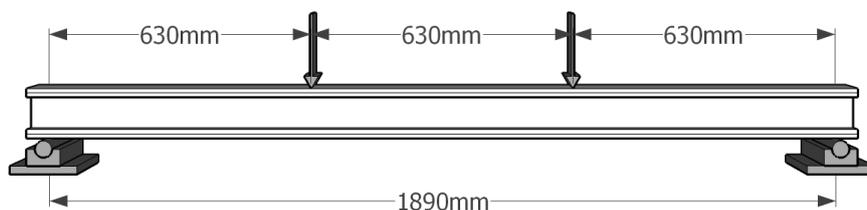
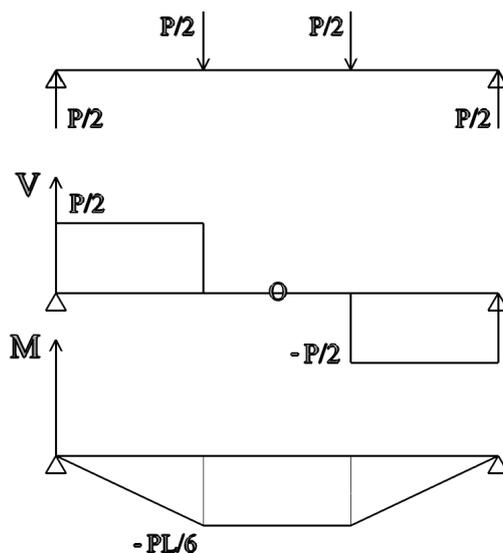


FIG. 7.8 – Essai de flexion 4-points

La flexion 4-points permet de séparer les efforts endommageant agissant sur la poutre. La figure 7.9 montre les diagrammes de l'effort tranchant V et du moment de flexion M d'une poutre sur deux appuis en flexion 4-points.

FIG. 7.9 – Diagrammes d'effort tranchant V et de moment fléchissant M

Nous avons choisi d'utiliser un portique d'essai constitué de quatre profilés métalliques en forme I infiniment rigide face à l'élément à tester. Le diamètre des appuis est plus important que celui des pièces utilisées pour appliquer les charges. Cependant, l'influence de cette différence sur l'évaluation des propriétés mécaniques de la poutre est négligée au regard des incertitudes dues à l'endommagement par fissuration du matériau (Mujika, 2006).

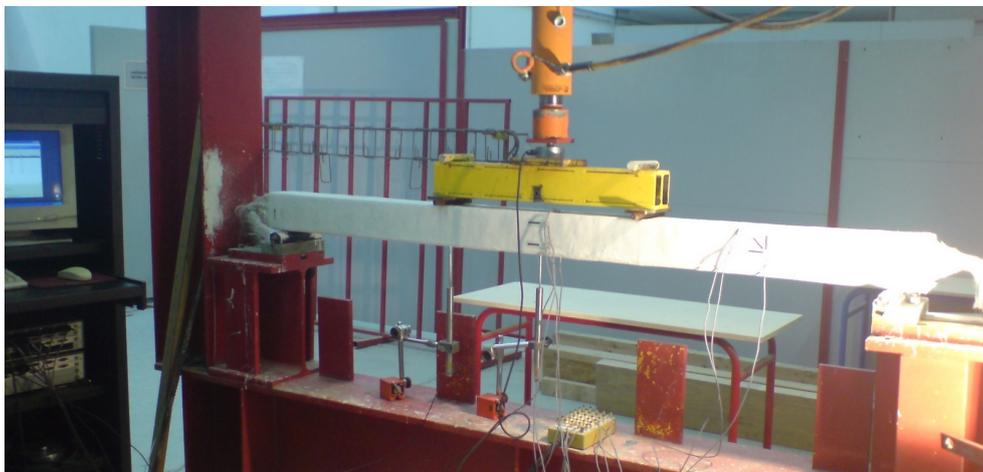


FIG. 7.10 – Portique d'essai de flexion 4-points

7.3.3 Instrumentation

Le chargement est appliqué grâce à un vérin de capacité 100 kN et un groupe hydraulique. Afin d'appliquer les efforts, nous avons utilisé un chevrete de chargement métallique. La charge totale est mesurée grâce à un capteur de force en compression de 100 kN . Deux capteurs de déplacement *Linear Variable Differential Transformer* (LVDT) sont placés au tiers et au centre de la poutre afin de mesurer le déplacement vertical au niveau de l'axe neutre (voir figure 7.11). La poutre PU/C.SR/2.01 fait l'objet d'une étude du déplacement différentiel de la partie comprimée par rapport à la partie tendue. A ces fins, deux capteurs de déplacement LVDT 10 mm ont été placés horizontalement aux extrémités des poutres.



FIG. 7.11 – Disposition des capteurs dans la partie centrale de la poutre

Quatre jauges électriques de déformation de marque KYOWA KFG-30-120-C1-11 (longueur 30 mm, résistance 120 Ω , facteur de jauge 2.10) sont placées de manière à déterminer la déformation de la section transversale en partie centrale (effort tranchant nul). Elles sont collées sur la poutre à l'aide de la colle M100 de chez VISHAY. Les jauges sont placées au niveau des fibres inférieure et supérieure ainsi que de part et d'autre de l'axe neutre. Une rosette de déformation est réalisée en collant trois jauges à 0°, 45° et 90° dans le but de quantifier l'état de déformation en partie cisailée à une abscisse $x = \frac{1}{6}L$ (voir figure 7.12).

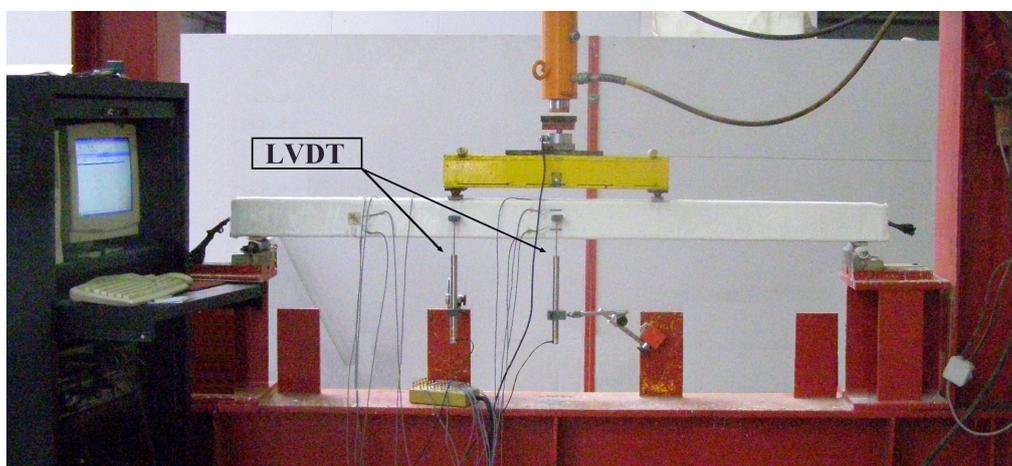


FIG. 7.12 – Photo de l'instrumentation des poutres

L'essai est piloté en force, à l'aide d'un groupe hydraulique. L'acquisition des données est réalisée grâce à une chaîne d'acquisition VISHAY System 5000 à une fréquence de 10 Hz pour les premiers essais.

7.4 Analyse des résultats expérimentaux

7.4.1 Relation charge/flèche

La figure 7.13 page suivante présente les courbes charge/flèche des combinaisons de base.

⇒ La poutre de référence, PU/C.SR/2.01 dont le comportement non linéaire peut être approché par un comportement bilinéaire. Le seuil de

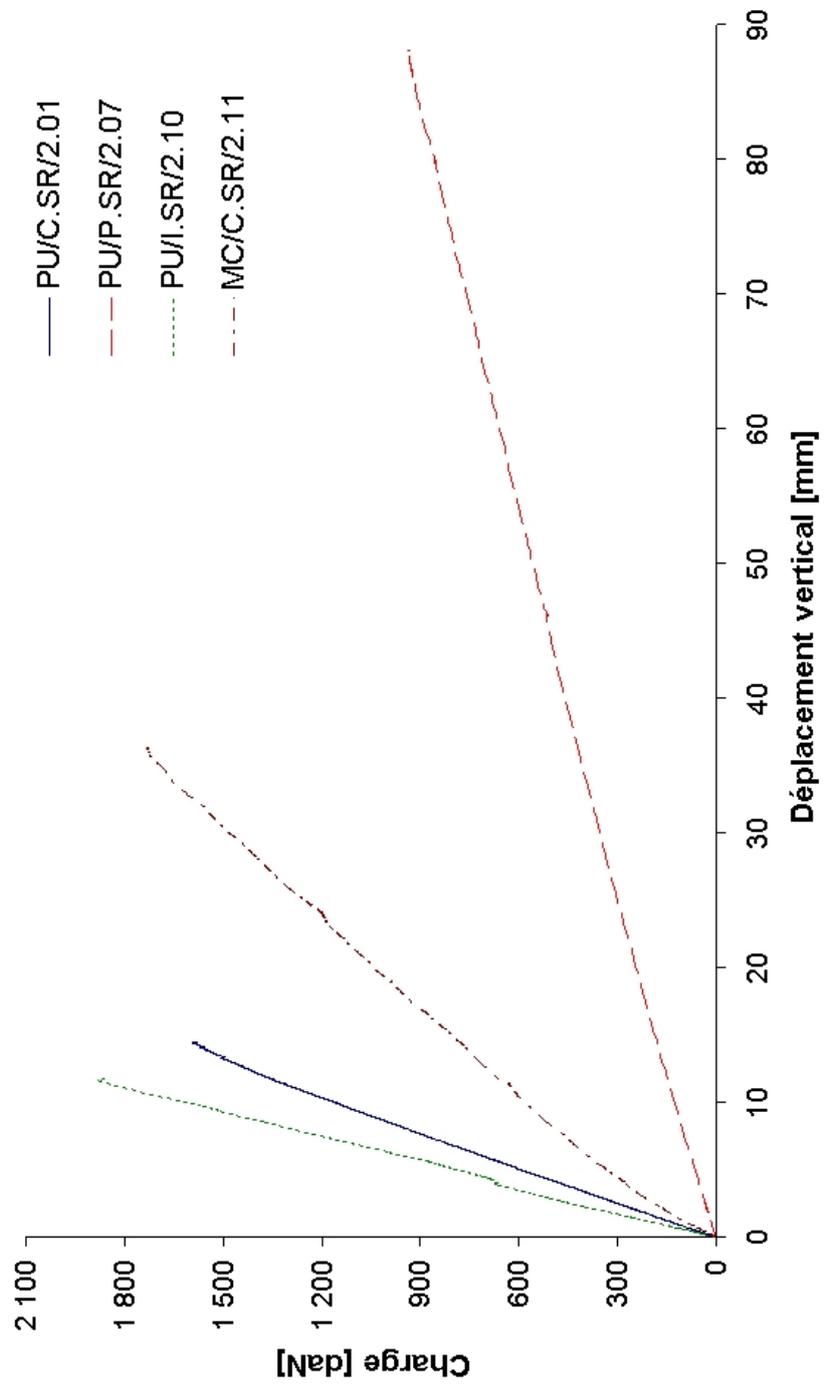


FIG. 7.13 – Courbes charge/déplacement

changement de pente se situe à $F = 10.6 \text{ kN}$.

⇒ Le comportement de la poutre PU/P.SR/2.07 est bilinéaire avec un seuil $F = 2.5 \text{ kN}$. Le capteur de déplacement mis en place au centre de la poutre n'a pas enregistré le déplacement à la rupture en raison de l'insuffisance de la plage d'utilisation (100 mm).

⇒ La poutre PU/I.SR/2.10 présente un comportement linéaire jusqu'à la rupture.

⇒ Le comportement de la poutre MC/C.SR/2.11 est bilinéaire avec un seuil de changement de rigidité égale à 2.5 kN .

Le tableau 7.2 met en évidence le rapport entre le seuil de changement de pente et la déformation du matériau PU en zone tendue ε . On peut se rendre compte que le changement de linéarité du comportement des poutres correspond à la déformation de fissuration du matériau pultrudé (voir chapitre 4). Cette observation conforme le fait que l'endommagement de la poutre est dirigé par l'apparition et la propagation de la fissuration dans la zone tendue.

	Comportement	F [kN]	ε [%]
PU/C.SR/2.01	bilinéaire	10.6	0.12
PU/P.SR/2.07	bilinéaire	2.5	0.11
PU/I.SR/2.10	linéaire	–	–
MC/C.SR/2.11	bilinéaire	2.5	0.06

TAB. 7.2 – Valeurs caractéristiques des poutres non renforcées. Relation entre seuil de changement de pente et déformation mesurée en partie tendue

7.4.2 Comportement en rigidité

La rigidité de flexion d'une poutre est habituellement calculé à partir de l'exploitation des courbes charge/déplacement selon la formule 7.1. Le rapport $\frac{\Delta M}{\Delta w}$ correspond à la pente de la courbe charge/flèche.

$$D = \frac{3L^2 - 4a^2}{24} \cdot \left(\frac{\Delta M}{\Delta w} \right) \quad (7.1)$$

Le graphique 7.14 renseigne sur l'évolution des rigidités tangentes des phases de comportement. La chute de rigidité est résumée dans le tableau 7.3. Le matériau PU présente une diminution de l'ordre de 16 à 19% tandis que le matériau MC montre une chute plus importante (40%). Enfin, nous notons que la réduction de la rigidité, dirigée par l'endommagement du matériau en traction par fissuration, est plus important pour le matériau MC que pour le matériau PU.

	EI_{phaseI} [10^{10} MPa.mm^4]	EI_{phaseII} [10^{10} MPa.mm^4]	Δ_{I-II} [%]
PU/C.SR/2.01	14.1	11.4	19%
PU/P.SR/2.07	1.5	1.3	16%
PU/I.SR/2.10	21.0	–	–
MC/C.SR/2.11	8.9	5.4	40%

TAB. 7.3 – Modules de rigidité tangents des poutres

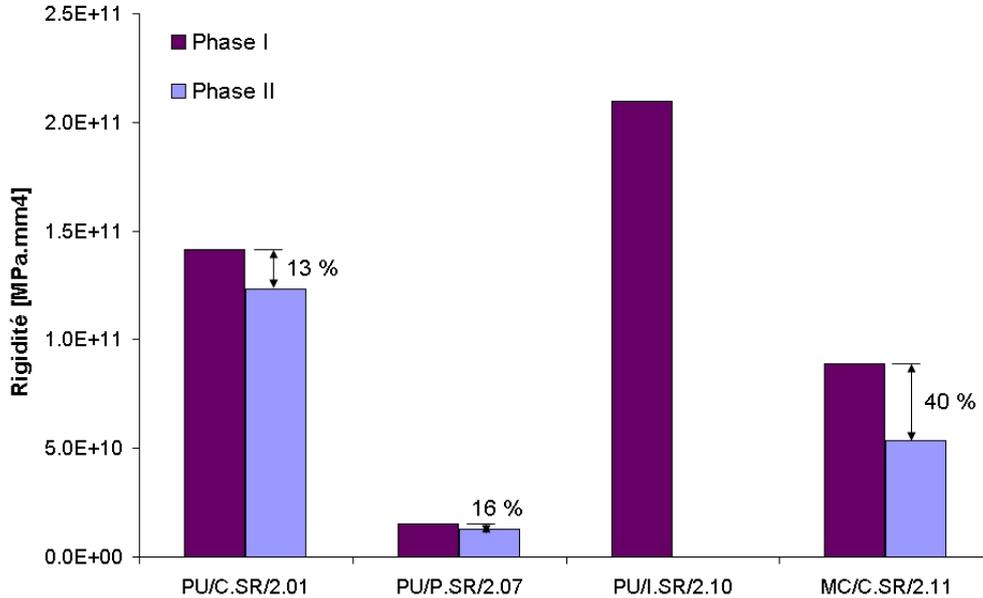


FIG. 7.14 – Evolution des rigidités tangentes

7.4.3 Comportement des sections, diagramme de Navier

Au regard des courbes de la figure 7.15 présentant les déformations de la section centrale, pour différents niveaux de chargement, nous constatons qu'il n'y a aucun glissement. En effet, les déformations suivent un diagramme linéaire jusqu'à la rupture et les les section planes restent planes. Les hypothèses fondamentales de Navier-Bernoulli et de Saint-Venant sont validées.

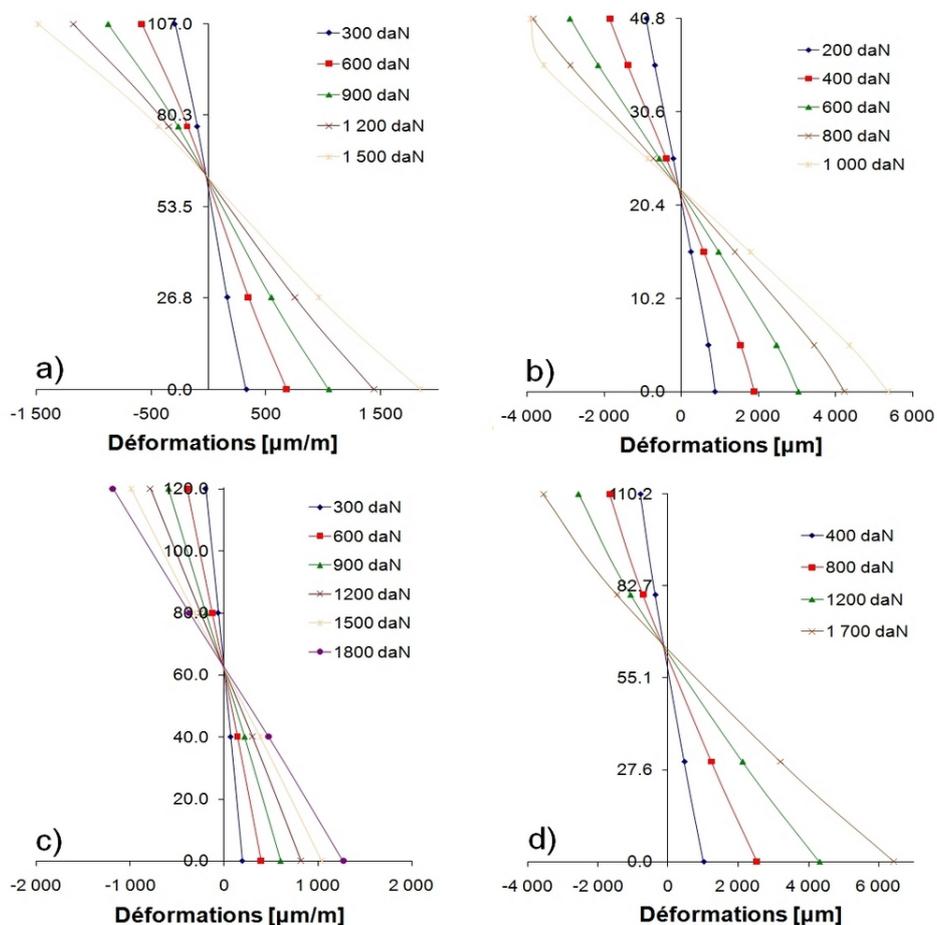


FIG. 7.15 – Evolution des déformations en partie centrale des poutres a) PU/C.SR/2.01, b) PU/P.SR/2.07, c) PU/I.SR/2.10 et d) MC/C.SR/2.11

Le tableau 7.4 page ci-contre résume les déformations et contraintes mesurées à la rupture au niveau des fibres tendues et comprimées. Le taux

de travail est défini comme le rapport entre la contrainte effective et la contrainte à la rupture déterminée lors des essais de caractérisation. Ainsi, la poutre MC/C.SR/2.11 montre un état de contraintes proches de la rupture. De la même manière, le déplacement important de la poutre PU/P.SR/2.07 conduit à un état de contrainte élevé. Les états de contraintes des deux dernières poutres paraissent faibles, ce qui confirme l'intérêt du renforcement afin d'augmenter la capacité de chargement.

	Traction			Compression		
	Déf. $\mu m/m$	Cont. MPa	Taux %	Déf. $\mu m/m$	Cont. MPa	Taux %
PU/C.SR/2.01	1 968	42.1	28	-1 576	34.8	40
PU/P.SR/2.07	5 520	101.4	68	-3 909	86.4	100
PU/I.SR/2.10	1 324	31.3	21	-1 228	27.1	31
MC/C.SR/2.11	6 646	47.3	82	-3 651	60.4	81

TAB. 7.4 – Déformations mesurées et contraintes correspondantes estimées à partir des lois de comportement

La différence entre déformations de traction et de compression peut s'expliquer par la position de l'axe neutre. La différence de modules de rigidité en traction et en compression entraîne une translation de l'axe neutre vers la fibre comprimée. Dès les premiers niveaux de chargement, une microfissuration se crée et se propage au fur et à mesure de l'augmentation de la charge. L'exploitation des diagrammes de Navier permet pour chaque niveau de chargement de calculer l'évolution de la position de l'axe neutre (voir figure 7.16 page suivante).

L'axe neutre semble confondu avec l'axe de symétrie lors des tous premiers niveaux de chargement. L'endommagement progressif du matériau par fissuration conduit au rééquilibrage des forces internes de la section par translation de l'axe neutre. En effet, la réduction du module de rigidité élastique en traction doit être couplée avec l'augmentation de la section tendue afin d'équilibrer le moment induit par l'effort de compression. Le déplacement important de l'axe neutre de la poutre MC/C.SR/2.11 confirme la forte chute du module de traction du matériau MC.

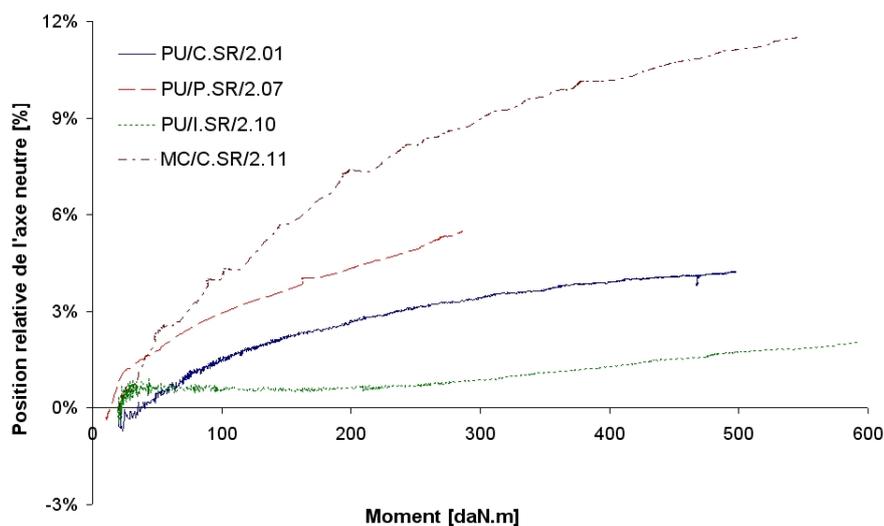


FIG. 7.16 – Evolution de l'axe neutre

7.4.4 Relation moment/courbure

L'évaluation expérimentale de la relation moment/courbure repose sur la Théorie Classique des Poutres.

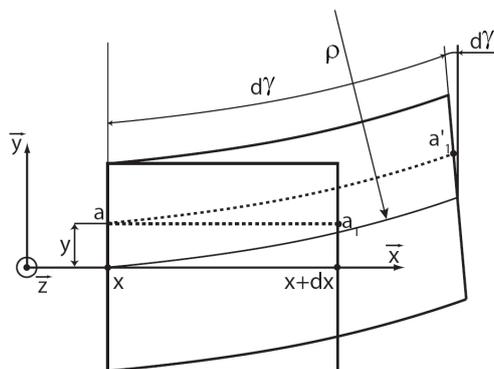


FIG. 7.17 – Tronçon de poutre avant et après déformation

Considérons un tronçon de poutre soumis à la flexion (voir figure 7.17, la déformation de la fibre aa_1 s'écrit alors, avec R le rayon de courbure et y la position de l'axe neutre :

$$\varepsilon = \frac{\overline{aa'_1} - \overline{aa_1}}{\overline{aa_1}}$$

$$\text{avec } \overline{aa'_1} = (R - y) d\alpha \text{ et } \overline{aa_1} = dx$$

On peut en déduire que

$$\varepsilon = \frac{(R - y) d\alpha - dx}{dx} = (R - y) \frac{d\alpha}{dx}$$

Or par définition la courbure ρ est l'inverse du rayon de courbure R ($\rho = \frac{1}{R} = \frac{d\alpha}{dx}$). Donc,

$$\varepsilon = 1 - y \frac{d\alpha}{dx} - 1 = -y \frac{d\alpha}{dx} = -\frac{y}{R} = -y\rho \quad (7.2)$$

On trouve donc une relation entre la courbure, la déformation de la fibre et la position de la fibre $\rho = \frac{-\varepsilon}{y}$. L'exploitation des diagrammes de Navier permet également de tracer les courbes moment/courbure (voir figure 7.18).

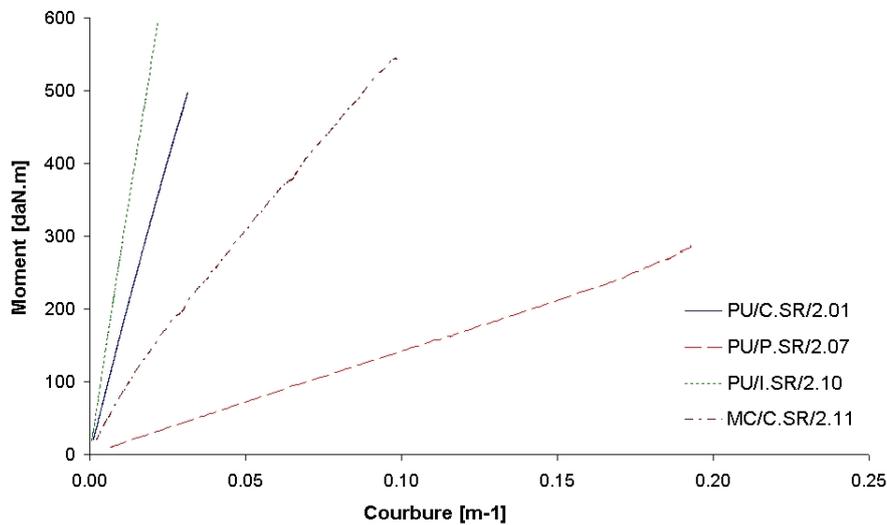


FIG. 7.18 – Courbes moment/courbure des poutres

On peut s'apercevoir que toutes les poutres réalisées en matériau PU présentent un comportement linéaire jusqu'à la rupture. La poutre MC/C.SR/2.11

montre un comportement bilinéaire qui traduit l'endommagement du matériau par fissuration. Le point d'inflexion de la poutre correspond à un effort de 4.5 kN qui semble correspondre à la limite de fissuration de la matrice en traction.

7.4.5 Mode de rupture

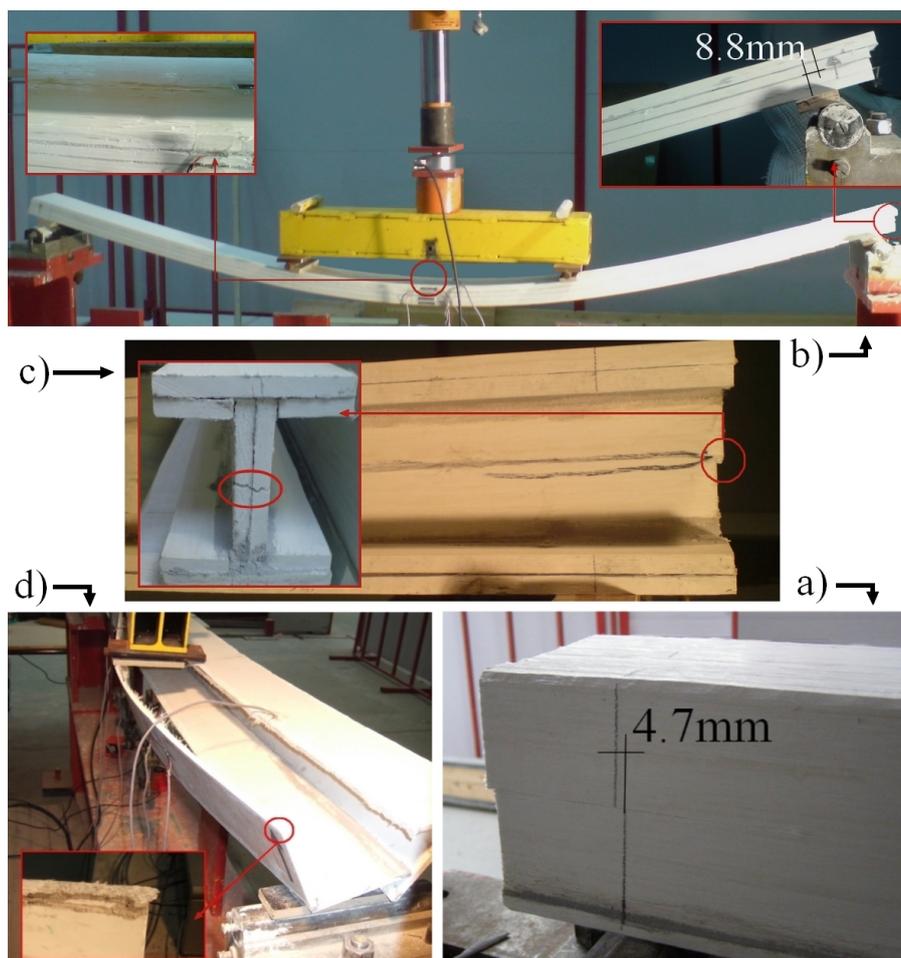


FIG. 7.19 – Modes de ruine : a) PU/C.SR/2.01, b) PU/P.SR/2.07 c) PU/L.SR/2.10, d) MC/C.SR/2.11

Les modes de rupture des combinaisons de base sont exposés dans la figure 7.19. Il est important de noter qu'aucun décollement de plats n'est intervenu. Le collage n'est jamais la cause de la ruine d'une poutre. Les déformées à la rupture sont présentées en annexe B. Différents modes de ruine

sont constatés :

- ⇒ Les poutres PU/C.SR/2.01 et PU/I.SR/2.10 montrent une macro-fissure horizontale due au flux de cisaillement engendré par l'effort tranchant (a et c).
- ⇒ La poutre PU/P.SR/2.07 présente un micro-flambage des fibres (au niveau de la fibre comprimée dans la section centrale) couplé à la désolidarisation à l'interface fibre/matrice. Nous pouvons également voir un glissement du plat supérieur par rapport aux autres plats (b).
- ⇒ La poutre MC/C.SR/2.11 a atteint la rupture à l'interface des planches par rupture de cohésion dans le support. Des fibres, toujours présentes à la surface de la colle, confirment la bonne qualité du collage (d).

Les faiblesses du matériau vis-à-vis du cisaillement à différentes échelles conduit à la ruine des poutres sans renforcement : résistance à l'effort tranchant et au cisaillement interlaminaire et décohésion à l'interface fibre/matrice. La contrainte maximale de cisaillement peut être calculée par la formule de Jourawski, équation 7.3.

$$\tau = \frac{V \cdot S(\Sigma)}{I \cdot b(y)} \quad (7.3)$$

avec : V l'effort tranchant
 $S(\Sigma)$ le moment statique de la section
 I le moment quadratique d'inertie
 $b(y)$ la largeur

Le tableau 7.5 page suivante présente les valeurs des contraintes de cisaillements calculées au niveau de l'axe neutre. Les poutres PU/C.SR/2.01 et PU/I.SR/2.10 montrent une rupture pour une contrainte de cisaillement de 4.7 MPa , ce qui correspond à la contrainte ultime de cisaillement du matériau (5.0 MPa). Les essais de caractérisation au cisaillement mettent en avant les problèmes de décohésion à l'interface fibre/matrice, qui mènent à l'apparition d'une macro-fissure. La présence de fibres mat dans le matériau MC autorise l'augmentation de la résistance du matériau vis-à-vis du cisaillement à toutes les échelles.

	Effort ultime kN	Mode de ruine	τ MPa
PU/C.SR/2.01	15.8	Cisaillement horizontal	4.6
PU/P.SR/2.07	10.3	Compression + décohésion (support)	2.4
PU/I.SR/2.10	18.5	Cisaillement horizontal	4.7
MC/C.SR/2.11	17.3	Décohésion (support)	5.6

TAB. 7.5 – Efforts ultimes, modes de rupture et contraintes de cisaillement calculées au niveau de l'axe neutre

La brutalité de la rupture de la poutre PU/C.SR/2.01 est approchée par le glissement relatif de la partie tendue par rapport à la partie comprimée (voir graphique 7.20). L'apparition et la propagation de la fissure sont mesurées dans un intervalle de 0.3 secondes (fréquence d'enregistrement : 10 Hz).

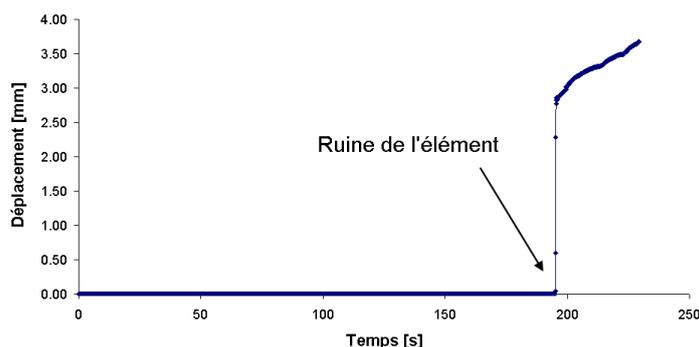


FIG. 7.20 – PU/C.SR/2.01 : Déplacement horizontal relatif

7.5 Principe de modélisation

Le modèle présenté ici est une méthode d'aide au dimensionnement destinées aux ingénieurs de la construction. Toutefois, nous avons choisi de prendre en considération plusieurs phénomènes non linéaires et ont une influence significative sur le comportement global de la structure. A ces fins, nous avons modifié la Théorie Classique des Poutres en raison des phénomènes non linéaires liés au comportement mécanique du matériau. Deux phénomènes principaux sont alors présents. L'axe neutre n'est pas confondu avec l'axe de symétrie du fait de la différence de comportement en traction et en compression du

matériau. L'endommagement du matériau en traction sous l'effet de la fissuration entraîne une réduction du module de traction. Ceci conduit à un comportement multilinéaire. Dans le cas de l'étude de poutres creuses ou de section en I, différentes hypothèses simplificatrices peuvent être posées :

- ⇒ l'endommagement par fissuration est uniforme sur toute la section tendue ;
- ⇒ le module d'élasticité du matériau est uniforme dans chaque zone de comportement (traction et compression) et est dépendant du niveau de déformation maximum du matériau ;
- ⇒ la propagation de la fissuration est quasi-instantanée en traction (les lois de comportement en traction des matériaux sont multilinéaires) ;
- ⇒ le collage des plats composites ne présente pas de point de faiblesse vis-à-vis du cisaillement. L'hypothèse d'une adhérence parfaite et d'une continuité des déformations est donc formulée.

7.5.1 Prise en compte des phénomènes non linéaires

Comportements en traction/compression

La différence de comportement en traction et en compression est modélisée par une pondération de l'inertie de la poutre, en fonction d'un coefficient d'équivalence. Cette méthode est inspirée par l'EuroCode 2 et la prise en considération de la différence de comportement entre le béton comprimé et les aciers tendus.

Notons que la différence de comportement en traction et en compression influe sur le comportement mécanique de l'élément de structure. Un coefficient d'équivalence n est introduit lors du calcul de l'inertie de la poutre afin de pondérer l'inertie apportée par la partie tendue :

$$I = I_c + n I_t$$

Ce coefficient d'équivalence est déterminé comme le rapport entre le module de traction et le module de compression :

$$n = \frac{E_t}{E_c} \quad (7.4)$$

Plusieurs auteurs utilisent également cette méthode afin de déterminer la position de l'axe neutre dans une section pleine (Jones, 1976) (Zhou & Davies, 1995) (Paolinelis *et al.* , 1979) (Mujika *et al.* , 2006). L'équilibre

des moments statiques de la section est exprimé en fonction des sections comprimée et tendue Σ_c et Σ_t :

$$0 = \int_{\Sigma} \sigma d\Sigma = \int_0^y \sigma_t d\Sigma_t + \int_{-h+y}^0 \sigma_c d\Sigma_c$$

Nous simplifions cette équation et la remplaçons par la suivante, avec y_t et y_c les coordonnées sur y des axes centraux d'inertie des sections tendue et comprimée, dans le cas du caisson carré creux :

$$\begin{aligned} 0 &= E_t y_t \Sigma_t + E_c y_c \Sigma_c \\ y_c &= \frac{2(h-y)^2 + h'b}{4(h-y) + 2h'} \\ y_t &= \frac{2y^2 + h'b}{4y + 2h'} \end{aligned}$$

avec : h' la dimension intérieure
 b l'épaisseur des parois
 y la position de l'axe neutre

Les surfaces des sections comprimées et tendues sont déterminées de la manière suivante :

$$\begin{aligned} \Sigma_c &= b[2(h-y) + h'] \\ \Sigma_t &= b(2y + h') \end{aligned}$$

On peut donc déterminer une relation liant le rapport des modules de traction et compression en fonction de la position de l'axe neutre y :

$$\frac{E_t}{E_c} = \frac{2(h-y) + h'}{2y + h'} \times \frac{2(h-y)^2 + h'b}{4(h-y) + 2h'} \times \frac{4y + 2h'}{2y^2 + h'b} \quad (7.5)$$

Phénomène de fissuration

Nous utilisons une méthode basée sur l'analogie du dimensionnement des poutres en béton armé par l'Eurocode 2, afin de modéliser la perte de rigidité de la poutre sous l'effet de la fissuration. L'introduction d'une inertie fissurée intervient lors du calcul du comportement post-élastique.

La réduction des rigidités flexionnelle et de cisaillement permet d'intégrer la fissuration au modèle analytique. Pour chaque incrément de force, le profil

des déformations est déterminé et comparé avec les lois de comportement des matériaux de manière à évaluer le niveau de contrainte. Les données géométriques (position de l'axe neutre, inertie) sont calculées lors de la phase de comportement élastique de chaque matériau. Lors du dépassement d'un seuil de linéarité, les données géométriques sont recalculées puis injectées dans la détermination des rigidités de flexion et de cisaillement. Ainsi, différentes rigidités de flexion et de cisaillement sont calculées en fonction du chargement et de l'endommagement du matériau par fissuration.

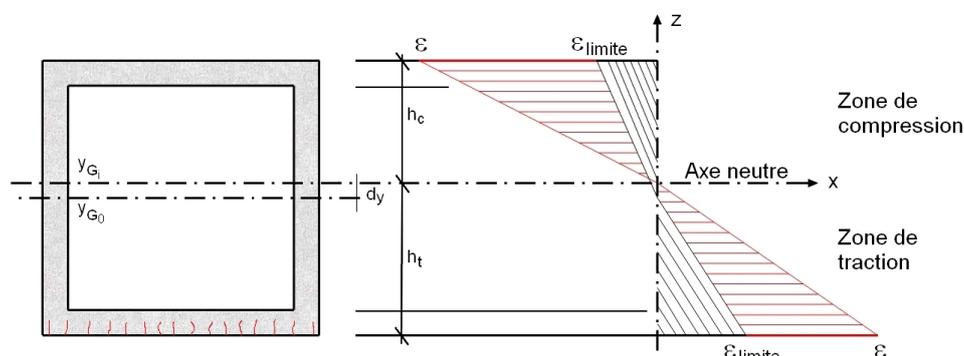


FIG. 7.21 – Profil des déformations dans une poutre carrée et creuse (phase élastique et non linéaire)

Lorsque les déformations de traction sont supérieures aux déformations limites de la première zone de comportement du matériau, le coefficient d'équivalence est calculé comme le rapport entre le module de traction de la seconde zone de comportement et le module de compression. Ces modifications vont engendrer une translation de l'axe neutre de manière à compenser la réduction du module de traction. La position de l'axe neutre est donc également recalculée à chaque modification des rigidités de flexion et de cisaillement. Conformément à l'EuroCode 2, la position de l'axe neutre est évaluée en réalisant l'équilibre des moments statiques de la section :

$$\mu(\Sigma)^t = \mu(\Sigma)^c$$

La résolution de l'équation de second degré d'équilibre des moments permet d'établir la position de l'axe neutre y par rapport à la fibre inférieure. La position de l'axe neutre permet de calculer l'inertie fissurée ainsi que l'état de déformation de la section.

Les non linéarités de comportement des matériaux en traction sous l'effet de la fissuration sont modélisées au travers des lois de comportement décrites dans la partie 2 : "Caractérisation des matériaux". Des modèles multi-linéaires, qui ne permettent pas de prendre en considération la nature stochastique de la fissuration (apparition de fissures et propagation), sont utilisés dans cette première approche du comportement en rigidité d'éléments de structure en composite.

Cinématique sous l'action de l'effort tranchant

En raison des faibles performances mécaniques des matériaux au cisaillement, nous avons intégré la rigidité de cisaillement dans ce modèle macroscopique. Habituellement, le comportement au cisaillement des poutres en matériaux traditionnels (béton armé, acier) est négligé au regard de son faible impact sur la déformée. Considérons une tranche dx d'une poutre à section rectangulaire, sous l'action des contraintes tangentielles, les éléments $dx dy$ subissent des glissements γ tels que $\gamma = \frac{\tau}{G}$ (voir figure 7.22).

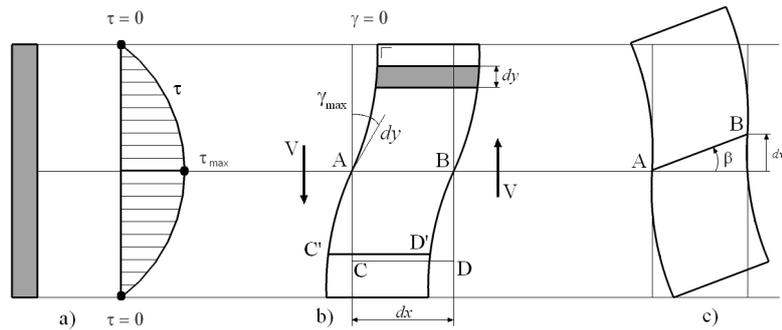


FIG. 7.22 – Déformation d'une tranche dx sous l'action de l'effort tranchant (Frey, 1994)

Les travaux virtuels internes δ_{int}^* et externes δ_{ext}^* valent :

$$\begin{aligned}\delta_{int}^* &= \int_V \delta\sigma_{ij}\varepsilon_{ij}dV = \frac{1}{G} \left(\int_{\Sigma} \tau^2 d\Sigma \right) dx \\ \delta_{ext}^* &= dv = \beta dx\end{aligned}$$

D'ou,

$$\frac{dv}{dx} = \beta = \frac{1}{G} \left(\int_{\Sigma} \tau^2 d\Sigma \right)$$

Si on désigne par τ_1 les contraintes tangentielles produites par l'effort tranchant V , on a $\tau = V\tau_1$, puis,

$$\frac{dv}{dx} = \beta = \frac{V}{G} \left(\int_{\Sigma} \tau_1^2 d\Sigma \right) = \frac{V}{G\Sigma^*} \quad (7.6)$$

où la quantité Σ^* s'appelle l'aire réduite car elle a les dimensions d'une aire et ne dépend que de la géométrie de la section droite.

$$\Sigma^* = \frac{1}{\int_{\Sigma} \tau_1^2 d\Sigma} = \frac{I^2}{\int_{\Sigma} \frac{S^2}{t^2} d\Sigma}$$

Donc, pour calculer les déplacements sous l'action de l'effort tranchant, du point de vue de la cinématique, il suffit de remplacer l'aire de la section Σ par l'aire réduite Σ^* . Différentes valeurs de Σ^* sont proposées dans la littérature (Frey, 1994). Nous retiendrons les valeurs suivantes pour les trois géométries étudiées.

- $\Rightarrow \Sigma^* = 5\Sigma/6$ dans le cas d'une section rectangulaire pleine,
- $\Rightarrow \Sigma^* = 5\Sigma/12$ dans le cas d'un caisson carré creux,
- $\Rightarrow \Sigma^* = 0.8 \Sigma_w$ dans le cas d'une section en I (avec Σ_w l'aire de l'âme).

Dérivons l'équation 7.6 par rapport à x et en supposant $G\Sigma^*$ constant, avec les équation d'équilibre $\frac{dV}{dx} = -q$ et $q = \frac{d^2M}{dx^2}$, on obtient :

$$\frac{d^2v}{dx^2} = \frac{1}{G\Sigma^*} \frac{dv}{dx} = \frac{-q}{G\Sigma^*} = \frac{-1}{G\Sigma^*} \frac{d^2M}{dx^2} \quad (7.7)$$

La flèche due à l'effort tranchant peut donc être estimée en intégrant deux fois l'équation du moment. Les constantes d'intégration sont déterminées par les conditions aux limites.

L'algorithme présenté en figure 7.23 page suivante schématise le modèle mis en place. L'incrément du modèle est réalisé en effort, ce qui engendre des valeurs des flèches et des déformations connues sur toute la hauteur de la section. Il est donc possible de tracer l'évolution de la flèche en fonction de l'effort appliqué. Dans un premier temps, une confrontation en rigidité est effectuée. La fin de la modélisation est obtenu par la charge ultime expérimentale. Dans un second temps, une approche de la rupture est proposée, basée sur le critère de rupture exprimé au cours du chapitre 6.

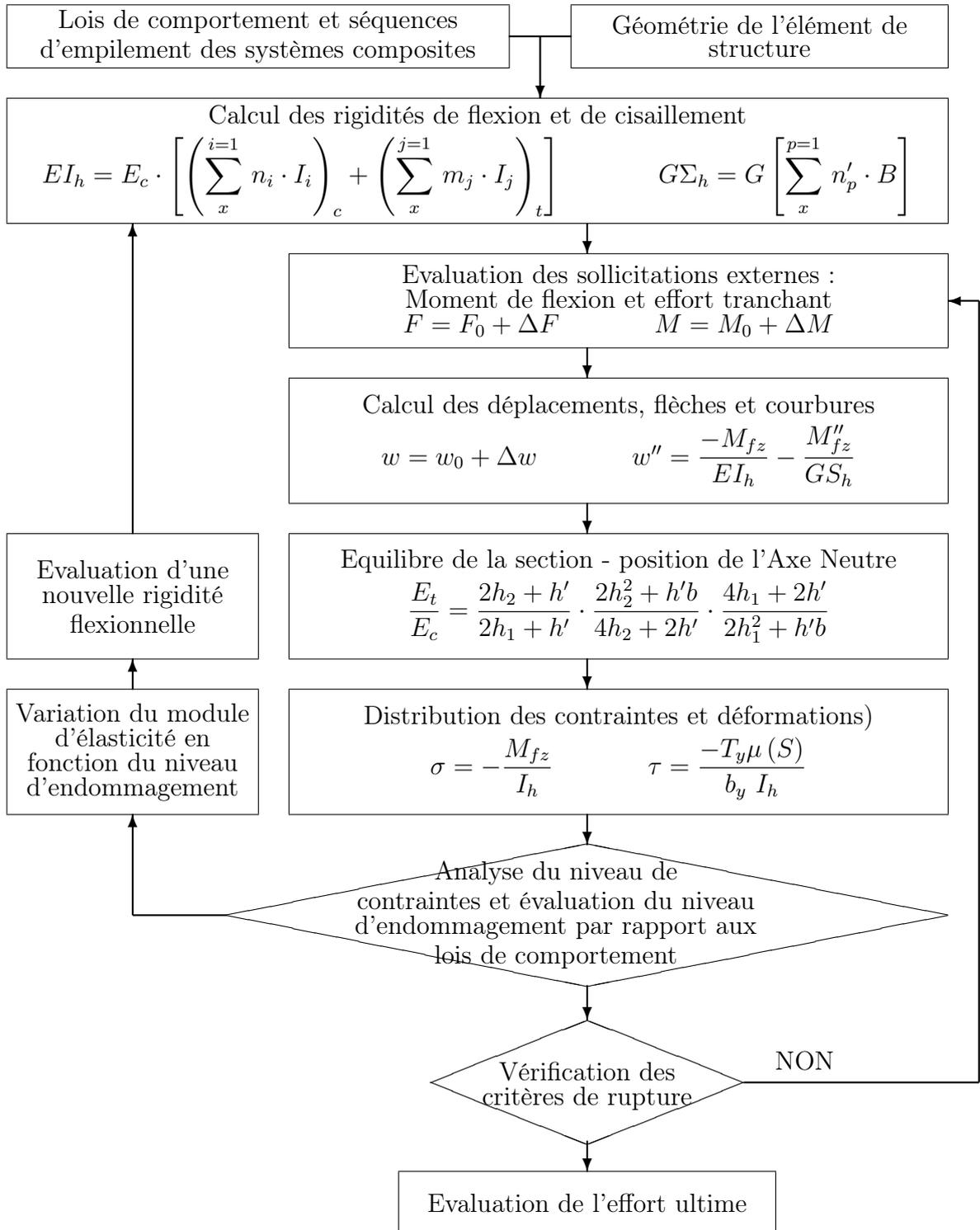


FIG. 7.23 – Algorithme de calcul

7.5.2 Confrontation modèle/comportement en rigidité

La figure 7.24 présente la confrontation de la courbe charge/flèche obtenue expérimentalement avec la courbe charge/flèche du modèle analytique présenté pour les poutres sans renfort. Pour les quatre poutres non renforcées, l'évolution des courbes modèles suivent correctement l'allure des courbes expérimentales obtenues. Les différentes phases de comportement des poutres (élastique, fissuration et endommagement) sont correctement retrouvées.

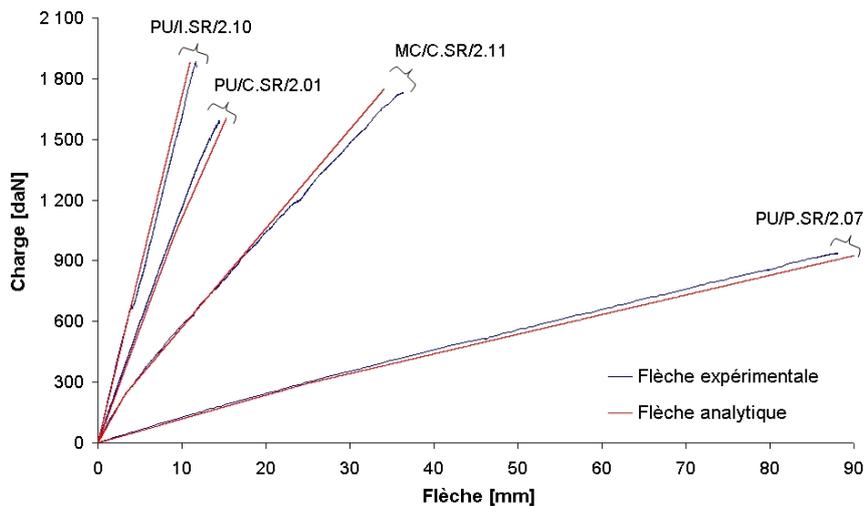


FIG. 7.24 – Superposition des courbes modèles et expérimentales en rigidité pour les éléments non renforcés

Phase	Modèle		Expérience	
	I	II	I	II
PU/C.SR/2.01	13.5	11.2	14.1	11.4
PU/P.SR/2.07	1.4	1.2	1.5	1.3
PU/I.SR/2.10	20.6	–	21.0	–
MC/C.SR/2.11	8.9	5.9	8.9	5.4

TAB. 7.6 – Rigidités EI calculées par le modèle développé, en 10^{10} MPa.mm^4

Le tableau 7.6 présente les rigidités obtenues au cours des différentes phases de comportement de la poutre. L'écart maximal constaté est de l'ordre de 10% ce qui traduit une bonne appréciation de la rigidité par le modèle proposé.

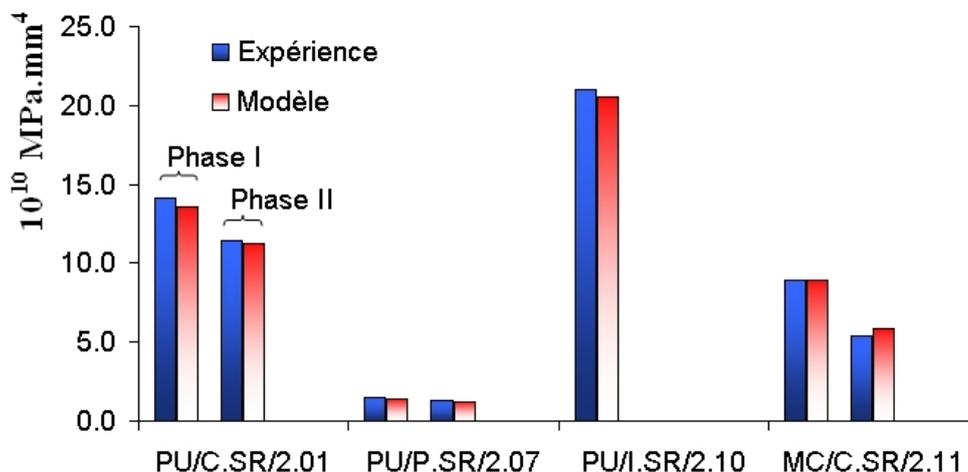


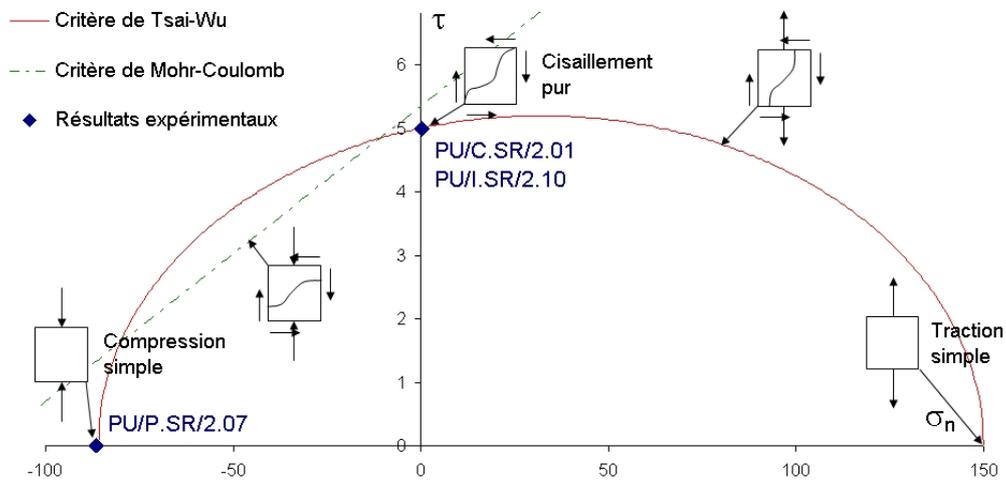
FIG. 7.25 – Comparaison des rigidités expérimentale et analytique

7.5.3 Approche de la rupture

La rupture est intégrée au modèle grâce au critère de rupture que nous avons mis en place au cours du chapitre 6. Le critère est exprimé dans un repère (τ, σ) à partir des formulations des critères de Tsai-Wu et Mohr-Coulomb.

La figure 7.26 page suivante présente l'enveloppe de rupture déterminée à partir du critère formulé précédemment pour le matériau PU. La combinaison des contraintes de cisaillement et des contraintes normales engendre un domaine d'utilisation du matériau PU. L'état de contrainte de la poutre PU/C.SR/2.01 est superposé au critère de résistance. On peut donc confirmer une rupture par cisaillement pur, pour des contraintes normales nulles et des contraintes de cisaillement maximales. Cette analyse recoupe les observations faites lors de l'essai de flexion, à savoir l'apparition d'une macro-fissure au niveau de l'axe neutre de la poutre (figure 7.19 page 198).

Le tableau 7.7 page suivante confronte les résultats issus du modèle et les résultats expérimentaux. Dans le cas de la poutre PU/P.SR/2.07, la ruine est intervenue par décohésion des planches. Le mode de rupture est donc différent des autres poutres et une approche par le critère proposé ne permet pas d'estimer la résistance du flux de cisaillement à l'interface entre la colle et les plats composites. Dans les autres cas, nous pouvons néanmoins remarquer que les écarts sont inférieurs à 7%, il existe donc une bonne cor-

FIG. 7.26 – Critère de rupture bi-axial σ - τ

rélation entre la ruine des éléments et le critère employé. La ruine de la poutre MC/C.SR/2.11, par cisaillement au voisinage des joints, nous renseigne sur la résistance au cisaillement du système composite MC, de l'ordre de 5.5 MPa .

	Critères de rupt.		Effort tranchant [kN]		
	Eq. 6.9	Eq. 6.7	Modèle	Expérience	Δ
PU/C.SR/2.01	1.0	-0.35	17.1	15.8	7%
PU/P.SR/2.07	1.0	-13.4	–	10.3	–
PU/I.SR/2.10	1.0	-0.35	20.0	18.5	6%
MC/C.SR/2.11	–	–	–	17.3	–

TAB. 7.7 – Critères de rupture et efforts tranchants admissibles

7.5.4 Conditions limites aux ELS

Les différents règlements définissent une limite d'utilisation des éléments de structures aux Etats Limites de Services égale à $\frac{L}{200}$. Le tableau 7.8 page suivante présente les flèches mesurées à la rupture et les flèches admissibles. Une comparaison de l'effort à rupture F_{rupt} et de l'effort résistant F_{admis} pour une flèche égale à la flèche admissible est effectuée.

	w_{rupt} [mm]	w_{admis} [mm]	Δ [%]	F_{rupt} [kN]	F_{admis} [kN]	Δ [%]
PU/C.SR/2.01	14.5	9.5	65	15.8	11.0	70
PU/P.SR/2.07	>90	9.5	<10	10.3	1.2	11
PU/I.SR/2.10	11.7	9.5	81	18.5	15.2	82
MC/C.SR/2.11	36.3	9.5	26	17.3	5.6	32

TAB. 7.8 – Conditions aux ELS

Les poutres PU/P.SR/2.07 et MC/C.SR/2.11 montrent une flèche à rupture nettement plus importante que la flèche admissible. En se limitant à la déformée admissible, ces poutres présentent un taux d'utilisation ($\frac{F_{admis}}{F_{rupt}}$) très faible (11% et 32%). Les poutres PU/C.SR/2.01 et PU/I.SR/2.10 présentent un taux d'utilisation de l'ordre de 70% à 80%, ce qui laisse une réserve de résistance insuffisante à toutes utilisations structurales.

7.6 Discussion et conclusion

Quatre poutres d'une longueur de 2.0 m et de rapport hauteur/portée compris entre 1/15 et 1/50 sont réalisées à partir de plats composites à matrice CPI. La perte de rigidité au fur et à mesure du chargement s'explique par l'endommagement de la matrice en traction par fissuration. Toutes les poutres en composite pultrudé présentent une rupture par cisaillement longitudinal au niveau de l'axe neutre. Le calcul du flux de cisaillement de la poutre au moment de la ruine confirme les faiblesses du matériau composite vis-à-vis du cisaillement à toutes les échelles : effort tranchant, cisaillement inter-laminaire ou décohésion à l'interface fibre/matrice.

Nous avons étudié les limites de validité des méthodes de dimensionnement usuelles en examinant plus particulièrement la conformité des hypothèses de calcul (Navier-Bernoulli, Saint-Venant). Nous proposons le développement d'un modèle analytique intégrant les non linéarités de comportement. La rupture est approchée par le critère de résistance proposé précédemment.

La comparaison entre résultats expérimentaux et limites d'utilisation ELS définies par la norme européenne montre un taux de travail de l'ordre de 70% pour les caissons carrés et creux en système composite pultrudé. La réserve de déformation et de résistance apporte une sécurité *sine quibus non* à la réalisation d'éléments de structure.

L'histogramme 7.27 est une comparaison entre la poutre de référence PU/C.SR/2.01 et des poutres en matériaux traditionnels. On peut déterminer analytiquement les sections, poids et flèches, pour un moment de flexion constant (de 500 daN.m). Les calculs, menés à la limite d'élasticité des matériaux, sont effectués dans les conditions suivantes : i) sections classiques des fournisseurs pour les IPE en acier et aluminium et ii) enrobage de 3 cm pour la poutre en béton armé. La poutre en composite présente une masse linéique plus faible que les poutres en béton armé ou en acier. La flèche de la poutre en composite est nettement plus importante.

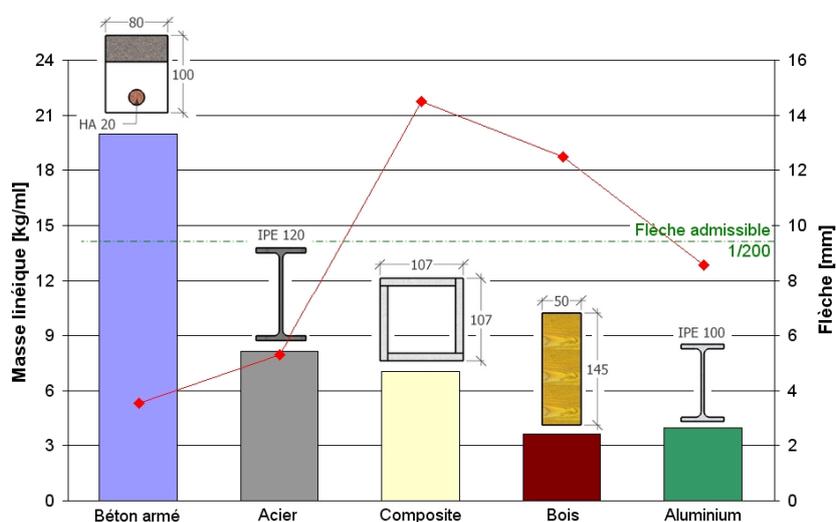


FIG. 7.27 – Comparaison de la performance de la poutre en composite en termes de masse linéique et de flèche vis-à-vis de matériaux classiques (béton armé, acier, bois et aluminium) pour un moment de flexion de 500 daN.m

Nous pouvons également avancer l'avantage vis-à-vis de la résistance au feu des composites à matrice CPI. En effet, l'utilisation de poutrelles métalliques nécessite la mise en place d'un flocage afin de satisfaire aux exigences de sécurité incendie.

Au cours du chapitre suivant, nous réalisons l'optimisation de la conception et du dimensionnement des poutres en considérant des modifications d'ordre technologique : modification des sections par addition d'entretoises, confinement des sections par tressage circonférentiel.

Chapitre 8

Analyse performantielle de poutres renforcées

Sommaire

8.1	Introduction	214
8.2	Technologies de renforcement	214
8.2.1	Renforcement interne par entretoises	214
8.2.2	Confinement par stratification	215
8.2.3	Confinement par tressage	215
8.3	Définition des géométries des sections	217
8.4	Analyse des résultats expérimentaux	220
8.4.1	Relation charge/flèche	220
8.4.2	Comportement en rigidité	224
8.4.3	Comportement des sections, diagramme de Navier	225
8.4.4	Relation moment/courbure	230
8.4.5	Modes de rupture	233
8.5	Principe de modélisation	236
8.5.1	Prise en compte du caractère multi-matériaux	236
8.5.2	Confrontation modèle/comportement en rigidité des poutres	238
8.5.3	Confrontation modèle/comportement à la rupture	239
8.5.4	Conditions limites aux ELS	244
8.6	Conclusion	245

8.1 Introduction

L'objectif de ce chapitre est d'étudier les modifications technologiques à apporter dans la conception et le dimensionnement des structures afin de compenser les faiblesses du matériau vis-à-vis du cisaillement. Dans un premier temps, nous présentons les principales technologies de renforcement utilisées : entretoises, stratification au contact et tressage circonférentiel.

Les sections des poutres fabriquées ayant été définies, s'ensuit l'analyse des résultats expérimentaux. Notre objectif est d'examiner la conformité des hypothèses de calcul (Navier Bernoulli, Saint Venant) et la cohérence des équations d'équilibres au regard de la cinématique dans chaque section. Une analyse du mode de rupture montre l'influence du renfort sur le comportement mécanique de ces poutres (Promis *et al.* , 2009a) (Promis *et al.* , 2009c).

Enfin, nous complétons le modèle analytique par l'étude de la nature multi-matériaux des poutres. L'approche de la rupture se base sur l'analogie de l'EuroCode 2 et plus précisément sur le treillis de Morsch et la redistribution des efforts internes. Les contributions à l'effort tranchant du renfort sont évaluées en fonction de sa nature : confinement total ou tressage périphérique.

8.2 Technologies de renforcement

8.2.1 Renforcement interne par entretoises

Par analogie avec le fonctionnement mécanique des poutres en bois, des entretoises en composite peuvent être assemblées à la poutre afin d'augmenter la résistance au cisaillement.

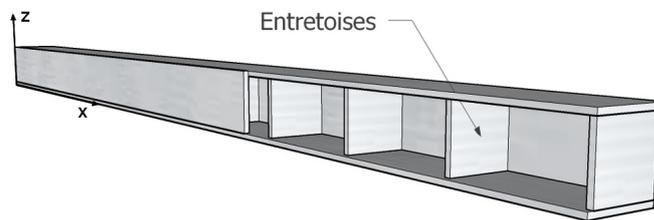


FIG. 8.1 – Poutre renforcée par des entretoises

Les entretoises sont découpées dans le matériau PU. Elles sont orientées

suivant l'axe z de manière à optimiser leur efficacité mécanique. Elles sont espacées de 200 mm . Le collage des entretoises est réalisé grâce à la colle époxydique bi-composants SIKA DUR 30.

8.2.2 Confinement par stratification

Le confinement par stratification consiste à appliquer en continu des couches de textile mat sur la poutre. La durée d'ouvrabilité de la matrice minérale limite le nombre de couches de mat à 5, ce qui conduit à un confinement de 4 mm d'épaisseur. Afin d'assurer une bonne continuité mécanique entre les planches qui composent la poutre et le confinement, une opération de ponçage du caisson doit être réalisée préalablement. Les différentes couches de renfort sont appliquées directement sur la poutre par moulage au contact (photos 8.2).

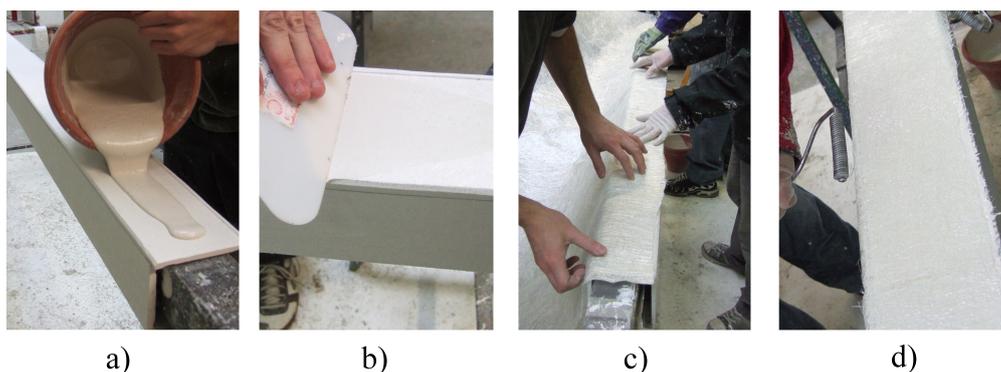


FIG. 8.2 – a) Coulage de la matrice sur la poutre. b) Lissage à l'aide d'un spatule à maroufler. c) Pose du tissu de mat. d) Imprégnation des fibres à l'aide d'un ébulleur.

8.2.3 Confinement par tressage

Un renforcement à l'aide de câbles longitudinaux et périphériques est également effectué. Ce procédé fait l'objet d'un brevet *LAMTEXTRES*. Il s'agit d'une invention qui concerne les composants de construction destinés en particulier aux ouvrages du génie civil et du génie mécanique. D'autres domaines techniques peuvent s'y intéresser comme l'aéronautique, la construction navale ou les sports et loisirs.

Ce brevet offre la possibilité de combiner l'assemblage, le renforcement et le confinement de différents composants (planches, plaques et profilés) suivant différentes géométries mettant en œuvre des matériaux de natures différentes (bois, plastique, composite, béton, céramique, alliages...)(figure 8.3). Cette technique de renforcement est complémentaire aux conditions d'assemblage. Le principe consiste à réaliser une couche mécanique composée :

- ⇒ d'armatures filaires longitudinales et périphériques et/ou logées entre deux éléments profilés ou dans un élément profilé ;
- ⇒ d'armatures filaires périphériques entourant l'ensemble des éléments profilés.

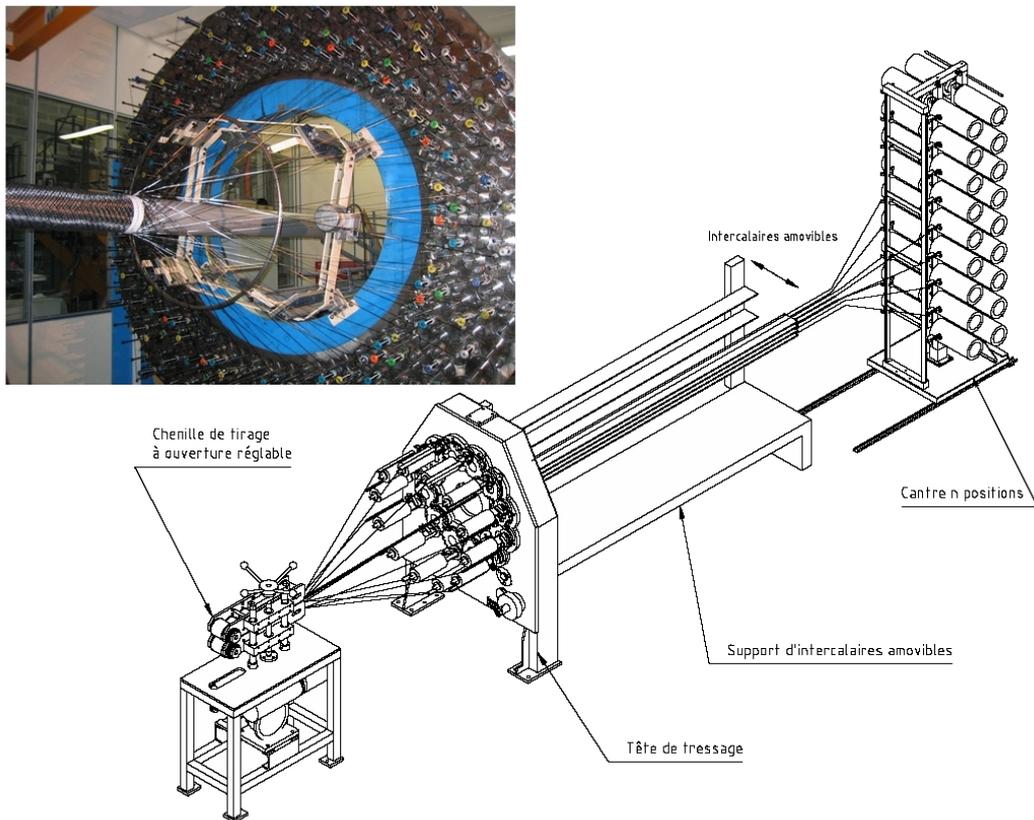


FIG. 8.3 – Le procédé *LAMTEXTRES*, brevet BR058931/PV/VRE

Le renfort est continu et les armatures filaires périphériques comprennent

un tressage qui s'étend sur toute la surface périphérique (voir annexe A).

Les caractéristiques mécaniques intrinsèques des fils de verre et de carbone sont présentées dans le tableau 8.1. L'espacement moyen entre les fils mesure 10 mm pour une épaisseur de l'ordre du millimètre. L'angle d'inclinaison des fils est de 45° , leur section moyenne est de 3.2 mm^2 .

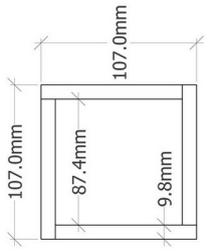
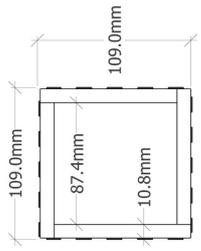
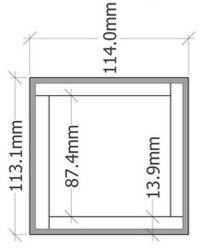
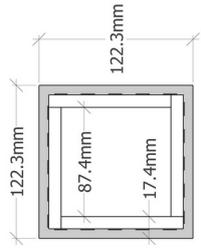
	Renfort en carbone	Renfort en verre
Tresse	type TORAY T700SC/24 000-50C	Adventex T30 SE 1 500/2 400
Module d'élasticité	230 GPa	83 GPa
Contrainte ultime	4 510 MPa	2 430 MPa
Allongement ultime	1.9%	3.1%
Nb de filament	–	4 000
Diamètre	–	$17 \mu\text{m}$
Tex	1 650	207
Densité	1.8	–
Longitudinal	type IM7 GP 12K	T30 SE 1 500/2 400
Résine	EPOLAM 2015	EPOLAM 2015
Durcisseur	EPOLAM 2015	EPOLAM 2015

TAB. 8.1 – Propriétés mécaniques des fibres de renfort

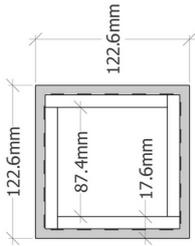
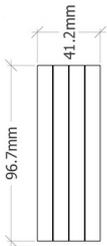
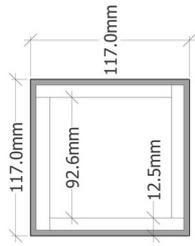
Bigaud (Bigaud, 2002) a amplement étudié cette technologie de tressage ainsi que les interactions entre le procédé, la microstructure et les propriétés mécaniques.

8.3 Définition des géométries des sections

Huit poutres ont été réalisées sur les mêmes bases géométriques que les combinaisons vues dans le chapitre 7. Le tableau 8.2 page suivante présente les natures et caractéristiques géométriques des poutres et de leur renfort.

Désignation	Section	Inertie cm^4	Aire mm^2	Masse kg	Renfort	Description renfort
PU/C.EN/2.02		606.0	3 810	14.4	Renfort interne par entretoises	11 entretoises orientées suivant l'axe z espacées de 200 mm
PU/C.TC/2.03		606.0	3 866	14.8	Renfort externe par tressage	tresse en carbone section fil : 3.2 mm ² incliné à 45° pas de 10 mm
PU/C.CM/2.04		981.4	5 632	23.2	Confinement externe par stratification	épaisseur : 4.1 mm taux de renfort : 15%
PU/C.TV-CM/2.05		1 377.4	7 318	25.0	Confinement externe par tressage et stratification	tresse en verre section fil : 3.2 mm ² incliné à 45° épaisseur totale : 7.6 mm taux de renfort : 15%

TAB. 8.2 – Définition des géométries des sections renforcées. 1^{ère} partie

Désignation	Section	Inertie cm^4	Aire mm^2	Masse kg	Renfort	Description renfort
PU/C.TC-CM/2.06		1 396.4	7 392	23.9	Confinement externe par tressage et stratification	tresse en carbone section fil : 3.2 mm^2 incliné à 45° épaisseur totale : 7.5 mm taux de renfort : 14%
PU/P.TC/2.08		54.7	4 587	14.5	Renfort externe par tressage	tresse en carbone section fil : 3.2 mm^2 incliné à 45° pas de 10 mm
PU/P.GV/2.09		56.8	3 984	14.2	renfort interne	grille de verre dans les joints section fil : 0.4 mm^2 espacé de 8.0 mm deux directions
MC/C.CM/2.12		947.8	5 111	19.8	Confinement externe par stratification	épaisseur : 4.1 mm taux de renfort : 15%

TAB. 8.3 – Définition des géométries des sections renforcées. 2^{ème} partie

8.4 Analyse des résultats expérimentaux

Les poutres renforcées sont instrumentées et testées en flexion 4-points suivant le même mode opératoire que celui employé dans le cas des poutres sans renfort. L'analyse des résultats est effectuée en comparaison avec la poutre PU/C.SR/2.01 (poutre de référence).

8.4.1 Relation charge/flèche

Le graphique 8.5 page 222 présente les courbes charge/déplacement des poutres à section carrée et creuse. La méthodologie d'analyse du comportement des poutres est avancée en figure 8.4. Les poutres montrent des comportements non linéaires qui peuvent être approchés par différentes phases linéaires.

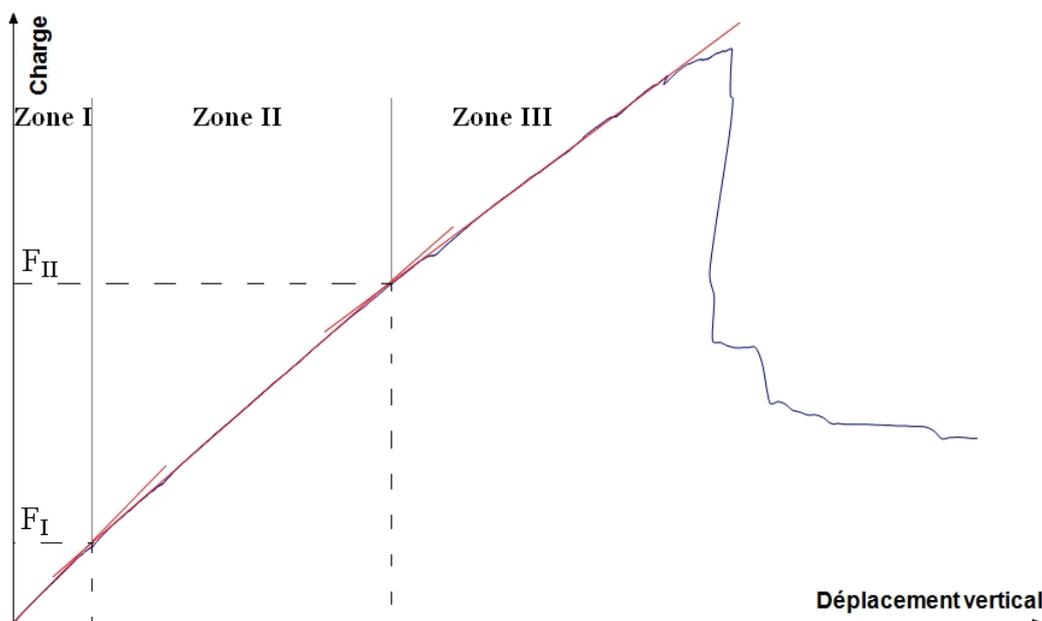


FIG. 8.4 – Méthodologie d'analyse du comportement des poutres

Le tableau 8.4 page ci-contre résume les valeurs des seuils pour toutes les poutres creuses. Les non linéarités de comportement des poutres s'expliquent par la fissuration des différentes couches. La différence de matériaux et de seuils de fissuration conduit à un comportement de poutre multi-linéaires. De

plus, la jauge de déformation collée au niveau de la fibre inférieure permet de mesurer les déformations maximales de traction ε_i correspondant aux seils de changement de pente I et II.

	Comportement	F_I <i>kN</i>	F_{II} <i>kN</i>	ε_I %	ε_{II} %
PU/C.EN/2.02	bilinéaire	8.3		0.09	
PU/C.TC/2.03	bilinéaire	5.8		0.06	
PU/C.CM/2.04	trilinéaire	4.3	7.5	0.04	0.07
PU/C.TV-CM/2.05	trilinéaire	4.5	14.2	0.04	0.13
PU/C.TC-CM/2.06	trilinéaire	8.7	15.2	0.07	0.13

TAB. 8.4 – Valeurs caractéristiques du comportement des poutres creuses

Les poutres renforcées par stratification de mat montrent un changement de rigidité pour une déformation de 0.04%. Cette valeur correspond à la fissuration de la matrice des éprouvettes composées uniquement de mat (voir chapitre 4). De manière similaire, la déformation atteinte pour une charge F_{II} correspond à la limite de fissuration de la matrice des éprouvettes pultrudés PU ($\varepsilon = 0.13\%$). Les changements de rigidités sont induits par les fissurations successives de la matrice du renforcement et de la matrice de la poutre de base.

Le graphique 8.6 page 223 montre l'évolution de la flèche en fonction de la charge des poutres pleines. Etant données les capacités du capteur de déplacement mis en place (course de 100 *mm*), les courbes ne sont pas tracées jusqu'à la rupture de ces éléments. Toutefois, la flèche mesurée au tiers de la portée prouve que la courbe suit la linéarité de la deuxième phase du comportement jusqu'à la rupture. Ces trois poutres ont un comportement non linéaire, qui peut être décomposé en deux phases différentes. La fin de la première phase est atteinte entre 2.0 et 3.0 *kN* ($\varepsilon = 0.12\%$) pour l'ensemble des poutres. La deuxième phase correspond au développement et à la propagation de la fissuration. Ces poutres présentent un comportement en rigidité similaire, le renfort n'ayant aucune influence significative.

Le comportement non linéaire de la poutre MC/C.CM/2.12 peut être décrit en trois phases distinctes. La première zone de comportement est confondue avec celle de la poutre de référence, jusqu'à une charge de 4.5 *kN* ($\varepsilon = 0.05\%$). La limite de la deuxième phase de comportement se situe à

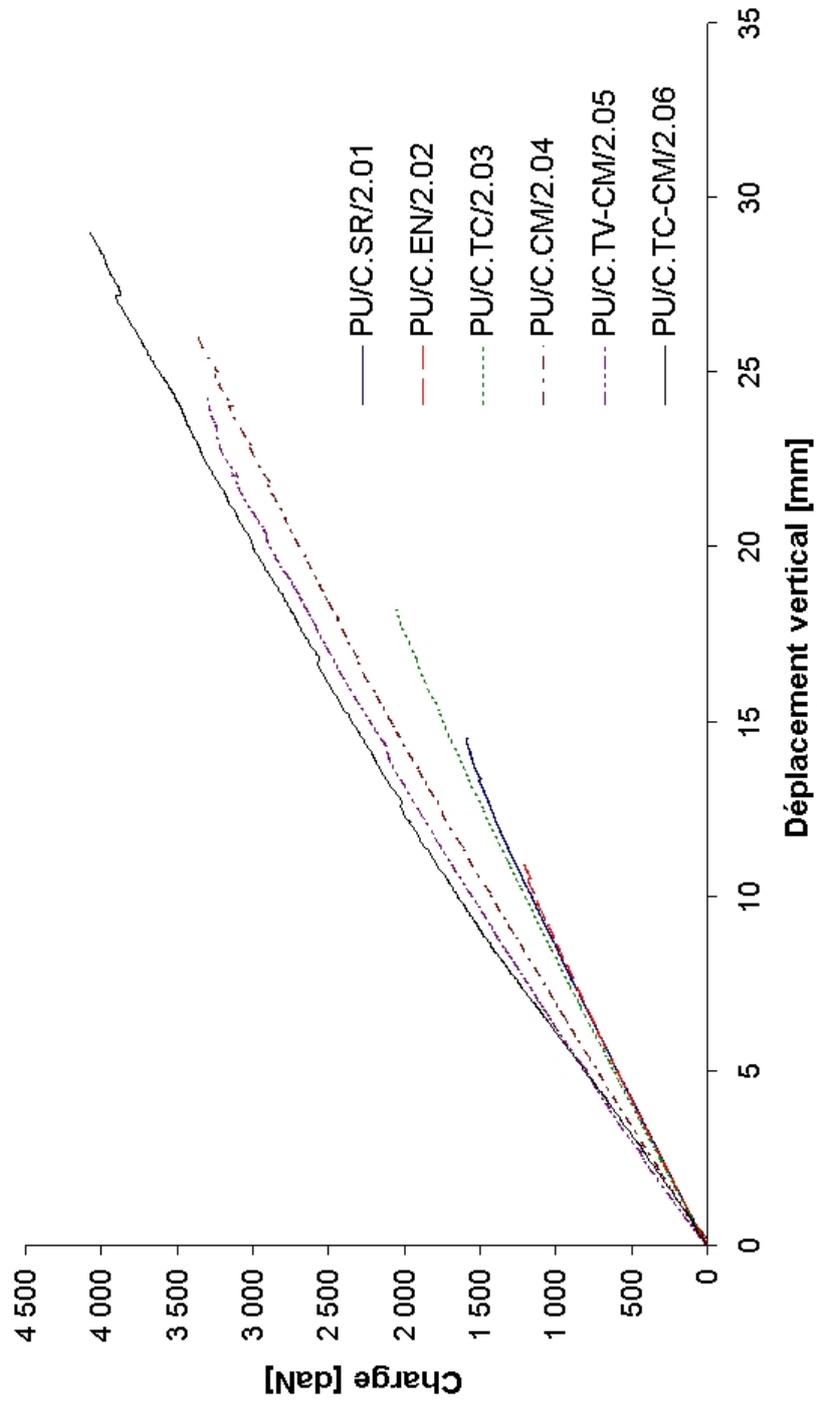


FIG. 8.5 – Courbes charge/déplacement des poutres à section creuse

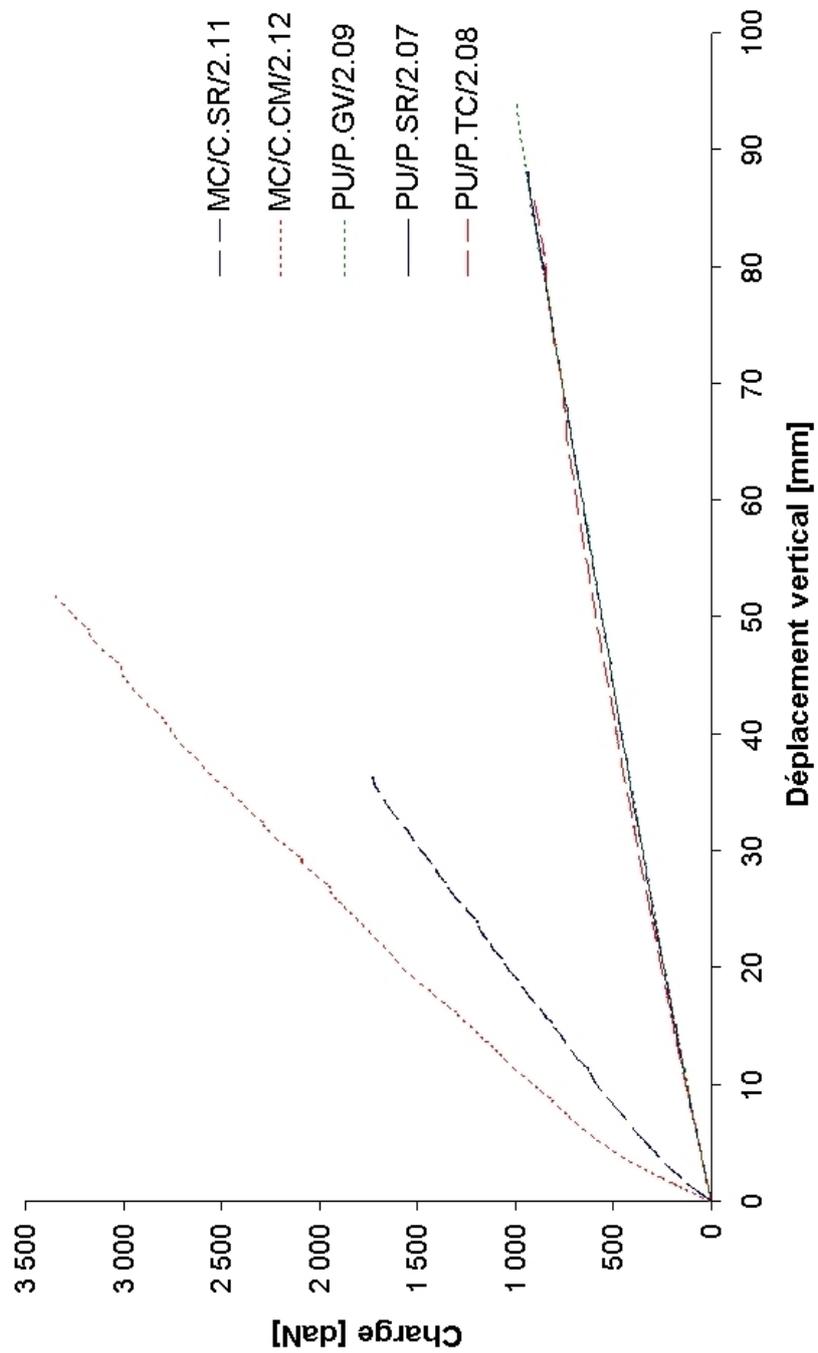


FIG. 8.6 – Courbes charge/déplacement des poutres pleines et en matériau MC

une charge de 13.0 kN. La non linéarité de comportement est due à l'endommagement par fissuration de la matrice en traction. Le renfort extérieur par stratification conduit donc à une modification du comportement en rigidité de la poutre.

De la même manière que pour les poutres creuses, les seuils de changement de rigidités des poutres pleines et en matériau MC correspondent à des déformations seuils de fissuration de la matrice du renfort et de la poutre de base.

8.4.2 Comportement en rigidité

Les différentes phases de comportement sont linéaires. Les rigidités tangentées sont représentées dans la figure 8.7 page ci-contre. Les valeurs sont également exposées sous la forme de tableau (voir tableau 8.5).

	EI_I	EI_{II}	EI_{III}	Δ_{I-II}	Δ_{I-III}
	10^{10} MPa.mm^4			%	%
PU/C.SR/2.01	14.1	11.4		19	
PU/C.EN/2.02	14.2	12.7		11	
PU/C.TC/2.03	14.7	12.4		16	
PU/C.CM/2.04	17.5	16.2	13.8	7	21
PU/C.TV-CM/2.05	20.5	17.6	15.6	14	24
PU/C.TC-CM/2.06	19.8	18.9	16.8	5	15
PU/P.SR/2.07	1.5	1.3		16	
PU/P.TC/2.08	1.6	1.2		25	
PU/P.GV/2.09	1.6	1.3		13	
MC/C.SR/2.11	8.9	5.4		40	
MC/C.CM/2.12	14.7	8.4	7.1	43	52

TAB. 8.5 – Modules de rigidité tangents des poutres

La présence du renfort entraîne une augmentation de la rigidité tangente des poutres dans la première phase de comportement, pouvant atteindre 45% dans le cas de la poutre PU/C.TV-CM/2.05. La chute de rigidité des poutres renforcées est moins prononcée. On peut également remarquer l'influence de la nature du fil utilisé dans le renfort en comparant les poutres PU/C.TV-CM/2.05 et PU/C.TC-CM/2.06. Les rigidités des poutres confinées et tres-sées augmentent proportionnellement avec la quantité de matière ajoutée.

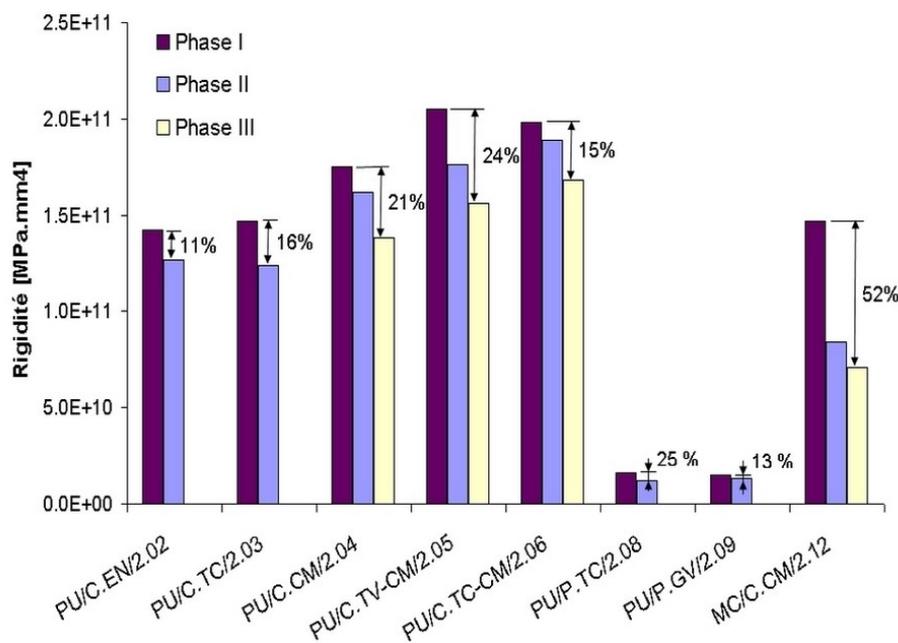


FIG. 8.7 – Evolution de la rigidité tangente des poutres renforcées

La perte de rigidité, symbole de l'endommagement progressif par fissuration, est relativement semblable pour toutes les poutres pleines (de l'ordre de 20%). L'augmentation de la rigidité des poutres par rapport aux poutres non renforcées est proportionnel à la quantité de matière ajoutée. On peut également remarquer que les rigidités tangentes de ces poutres sont quasi similaires.

Enfin, conformément aux propriétés mécaniques des systèmes composites employés, l'endommagement des poutres en matériau MC est plus important que celui des poutres en matériau PU. Les chutes de rigidités tangentes sont plus conséquentes dans le cas des poutres MC/C.SR/2.11 et MC/C.CM/2.12.

8.4.3 Comportement des sections, diagramme de Navier

Les diagrammes de déformations de la figure 8.8 page suivante confirment l'absence de glissement des différentes sections. Les déformations suivent un diagramme linéaire jusqu'à la rupture et les sections sont planes et restent planes. Les liaisons entre les différentes couches sont représentées par la continuité des déformations sans glissement.

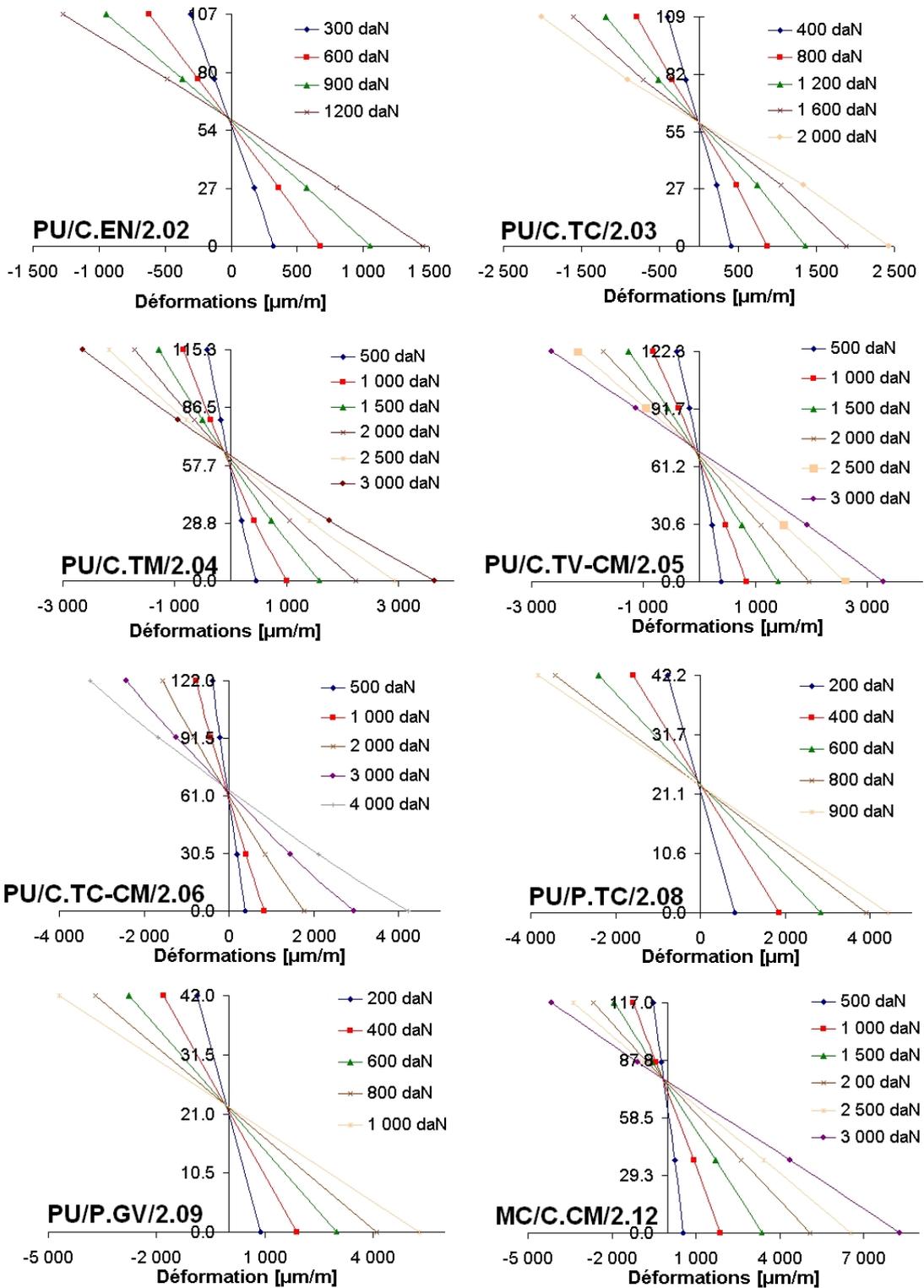


FIG. 8.8 – Diagrammes de Navier-Bernoulli des poutres renforcées

Le tableau 8.6 récapitule les déformations et les contraintes atteintes au moment de la rupture en traction et en compression des différentes poutres étudiées ainsi que les taux de travail.

	Traction			Compression		
	Déf. $\mu m/m$	Cont. MPa	Taux %	Déf. $\mu m/m$	Cont. MPa	Taux %
PU/C.SR/2.01	1 968	42.1	28	-1 576	34.8	40
PU/C.EN/2.02	1 468	33.7	23	-1 290	28.5	33
PU/C.TC/2.03	2 519	51.3	34	-2 079	45.9	53
PU/C.CM/2.04	4 206	79.5	53	-3 002	66.3	77
PU/C.TV-CM/2.05	3 769	72.2	49	-2 941	65.0	75
PU/C.TC-CM/2.06	4 316	81.3	55	-3 326	73.5	85
PU/P.SR/2.07	5 520	101.4	68	-3 909	86.4	100
PU/P.TC/2.08	4 444	83.4	56	-3 834	84.7	98
PU/P.GV/2.09	5 753	105.3	71	-3 171	86.4	100
MC/C.SR/2.11	6 646	47.3	82	-3 651	60.4	81
MC/C.CM/2.12	7 471	58.0	100	-4 588	74.6	100

TAB. 8.6 – Déformations mesurées et contraintes correspondantes des plats PU et MC, expimées à partir des lois de comportements

Au regard du tableau 8.6, nous constatons qu'un renfort externe permet l'augmentation significative des différents taux de travail. Le renfort a également permis une meilleure utilisation du matériau en compression. Ces observations doivent être couplées avec la position de l'axe neutre de chaque poutre, qui peut être évaluée à partir de l'exploitation des diagrammes de déformations de la section centrale.

La figure 8.9 page suivante présente l'évolution de l'axe neutre des poutres à section creuse.

⇒ La poutre renforcée par tressage carbone présente une évolution quasi similaire de l'axe neutre par rapport à l'évolution de la poutre de référence. La présence de la tresse ne semble pas modifier le comportement de la fissuration, responsable de la translation de l'axe neutre vers la partie haute de la poutre.

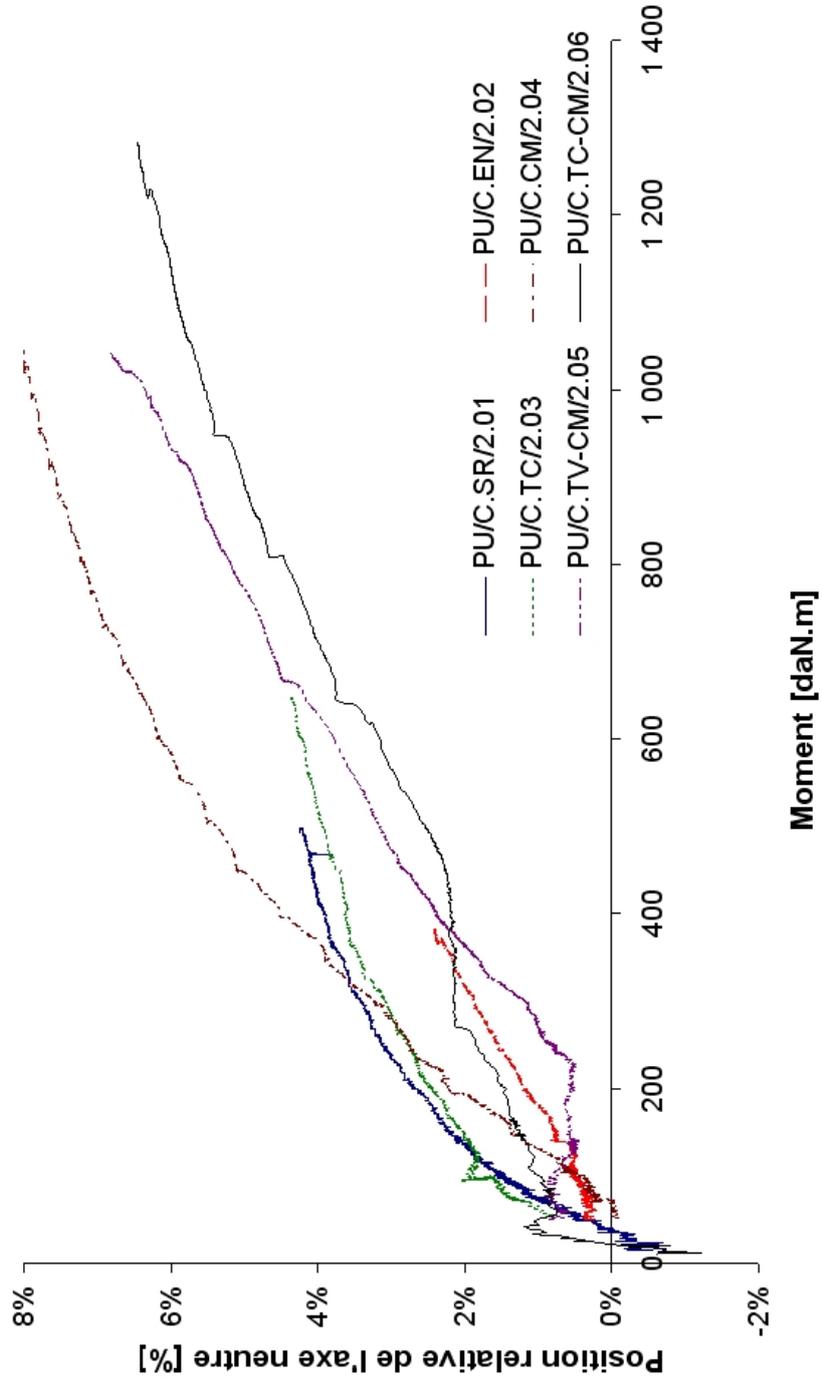


FIG. 8.9 – Evolution de l'axe neutre des poutres à section creuse

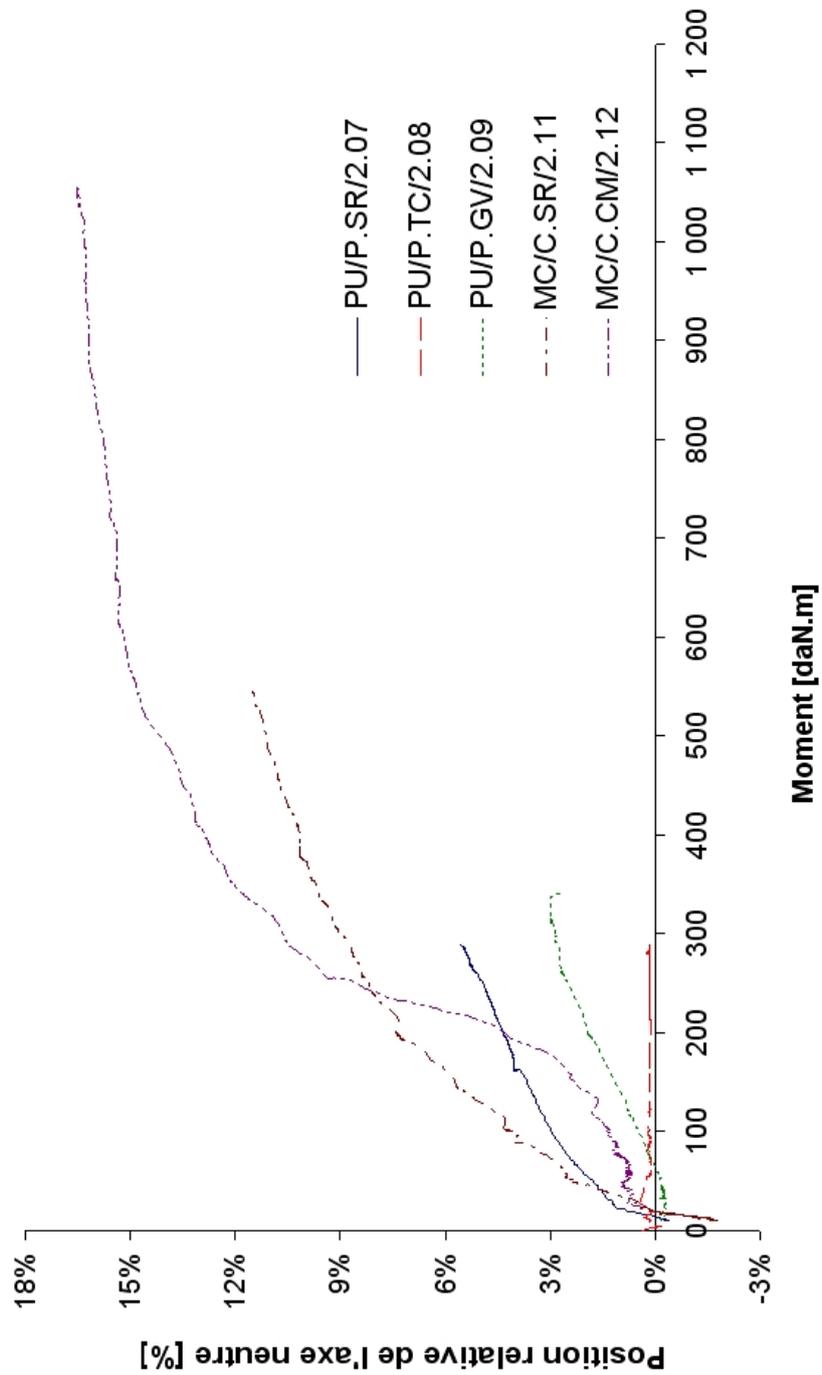


FIG. 8.10 – Evolution de l'axe neutre des poutres pleines et des poutres moulé au contact

- ⇒ Les entretoises semblent minimiser la translation de l'axe neutre. En effet, la courbe d'évolution de l'axe neutre de la poutre PU/C.EN/2.02 se situe au dessous de la poutre de référence. Les deux courbes étant néanmoins parallèles, il semble que les entretoises retardent uniquement l'apparition de fissures sans pour autant influencer la propagation de celles-ci.
- ⇒ Le renforcement par stratification au contact entraine une très légère modification de la translation de l'axe neutre au cours du chargement. Néanmoins, le déplacement relatif maximum de l'axe neutre est le double de celui de la poutre de référence.
- ⇒ Le fait d'avoir ajouté une tresse au sein même du renfort stratifié entraine une réduction de la translation de l'axe neutre vers un maximum de l'ordre de 6.5% et donc une diminution de la fissuration. L'amélioration de l'adhésion à l'interface tresse/poutre, réalisée par le renfort stratifié, conduit donc à un endommagement plus faible.

L'évolution de l'axe neutre des poutres pleines et en matériau MC est présentée en figure 8.10 page précédente :

- ⇒ La poutre PU/P.SR/2.07 montre un déplacement relatif maximum égal à 5.6%. Le renfort a une forte influence sur le déplacement de l'axe neutre de ces poutres. En effet, la poutre renforcée par la tresse en carbone ne présente pas une évolution significative de l'axe neutre, tandis que la poutre PU/P.GV/2.09 montre un déplacement relatif maximum de 3%, soit deux fois inférieur à celui de la poutre de référence.
- ⇒ Les deux poutres moulées au contact montrent une évolution de l'axe neutre identique à celle de l'axe neutre des poutres pultrudées. Le renfort par stratification entraine une forte réduction du déplacement de l'axe neutre jusqu'à un moment de chargement de l'ordre de 125 *daN.m*. Au delà de ce seuil, la fissuration se propage plus rapidement en présence du renfort jusqu'à 350 *daN.m*, puis se stabilise.

8.4.4 Relation moment/courbure

A partir de l'évolution de l'axe neutre, il est possible de tracer les courbes moment/courbure des différentes poutres. La figure 8.11 page suivante présente les courbes moment/courbure des poutres creuses. Les différentes phases

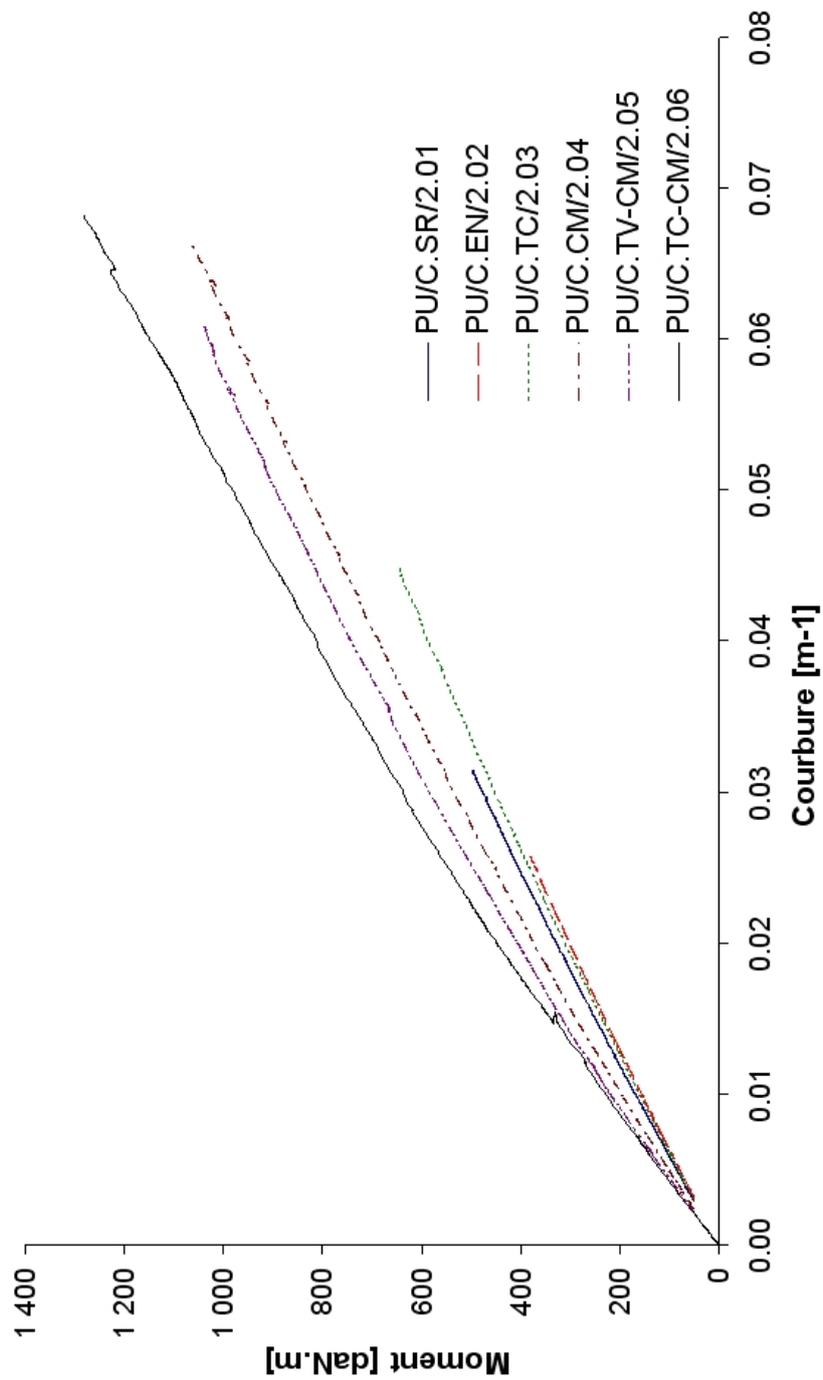


FIG. 8.11 – Courbes moment/courbure des poutres à section creuse

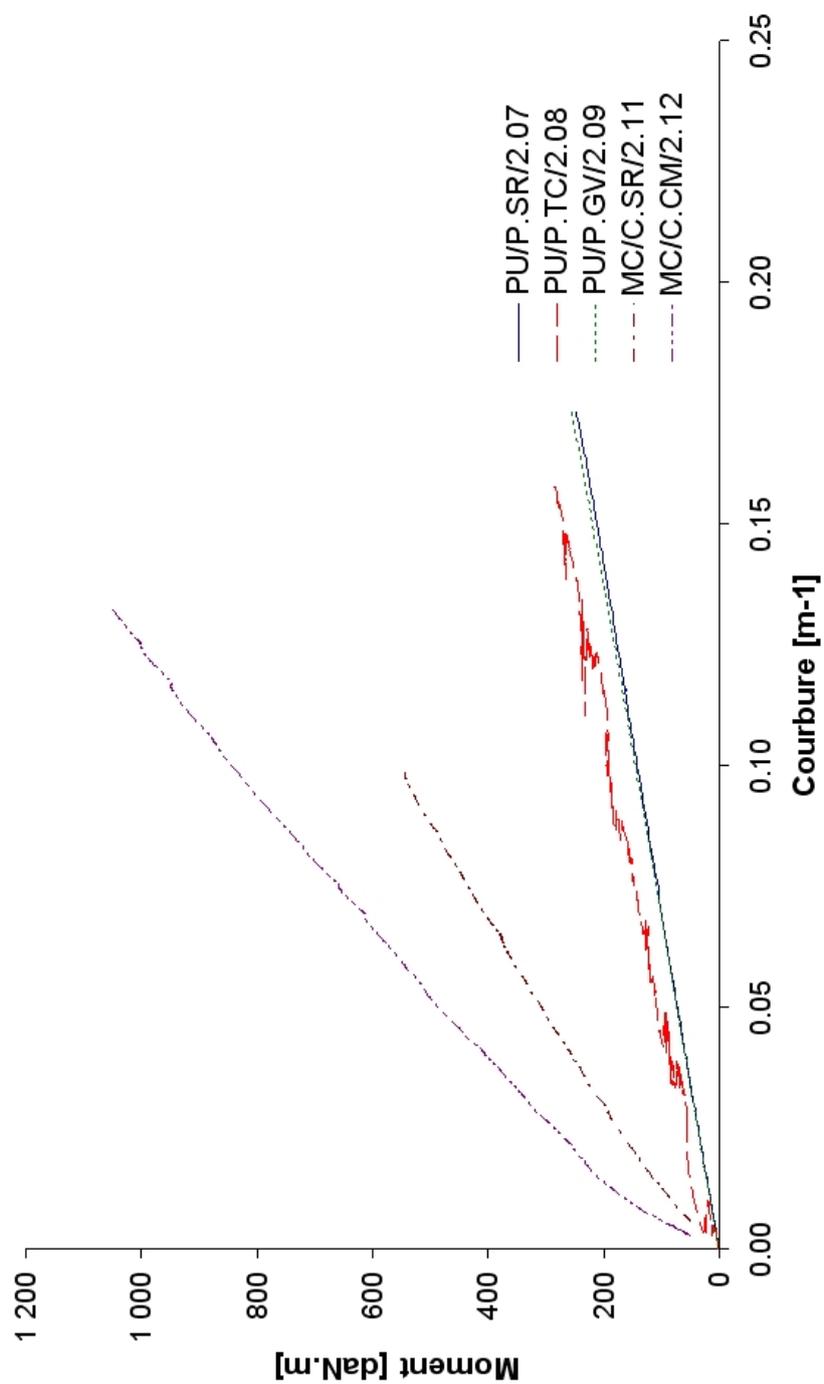


FIG. 8.12 – Courbes moment/courbure des poutres pleines et des poutres moulées au contact

de comportement, qui sont décrites par des inflexions, sont similaires à celles obtenues par l'exploitation des courbes charge/déplacement. Cette observation confirme un fonctionnement de section collée fléchie conforme aux hypothèses de la mécanique des poutres. Le renfort, mis en place afin de pallier aux faiblesses du matériau en cisaillement, contribue à améliorer le comportement de la poutre à l'effort tranchant.

L'évolution des courbes moment/courbure des poutres pleines et en matériau MC est présentée en figure 8.12 page ci-contre. De la même manière que précédemment, les différentes phases de comportement correspondent aux phases de comportement observées sur le graphique charge/flèche, à l'exception de la poutre PU/P.TC/2.08. Il est probable qu'un glissement entre la poutre et le renfort tressé soit à l'origine de la perturbation de la courbe moment/courbure de cette poutre. Cette observation confirme donc la nécessité de prévoir une cohésion de qualité à l'interface entre la poutre et le renfort.

8.4.5 Modes de rupture

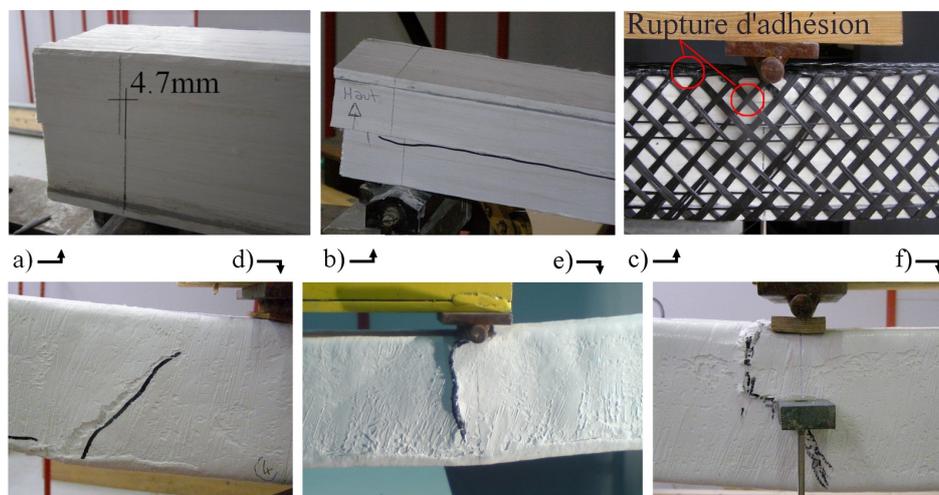


FIG. 8.13 – Mode de ruine des poutres a) PU/C.SR/2.01, b) PU/C.EN/2.02, c) PU/C.TC/2.03, d) PU/C.CM/2.04, e) PU/C.TV-CM/2.05 et f) PU/C.TC-CM/2.06

Des modifications des modes de rupture des poutres renforcées par rapport aux combinaisons de base sont visibles. La figure 8.13 met en valeur les modes de rupture des caissons creux :

- ⇒ La poutre PU/C.EN/2.02 présente un mode de ruine strictement identique à celui de la poutre de référence, par fissuration horizontale (b).
- ⇒ La poutre PU/C.TC/2.03 montre une rupture par adhésion à l'interface entre la poutre et le renfort tressé dans la zone de compression. Ce phénomène peut s'expliquer par la faible adhésion entre la matrice époxydique qui recouvre la tresse en carbone et le matériau pultrudé (c).
- ⇒ La poutre PU/C.CM/2.04 a atteint la ruine par l'apparition d'une fissure à 45° , au voisinage des charges appliquées (d).
- ⇒ Les poutres PU/C.TV-CM/2.05 et PU/C.TC-CM/2.06 ne présentent pas de rupture d'adhésion entre le renfort tressé et le confinement mat. La ruine est engendrée par une fissure verticale, conséquence des contraintes de cisaillement induites par l'effort tranchant (e et f).

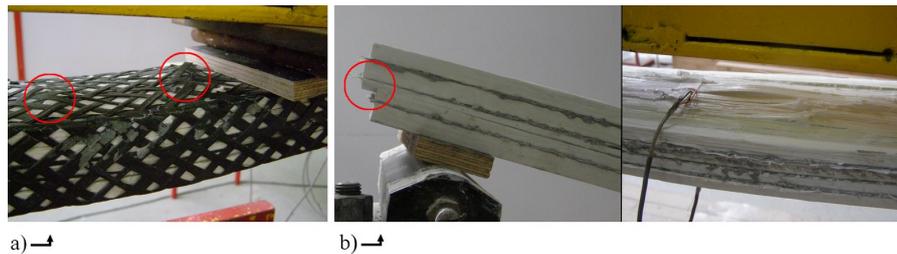


FIG. 8.14 – Mode de ruine des poutres a) PU/P.TC/2.08 et b) PU/P.GV/2.09

La figure 8.14 renseigne sur les modes de rupture des poutres pleines :

- ⇒ La présence de la tresse en carbone limite le glissement à l'interface planche/planche. En effet, la poutre PU/P.TC/2.08 atteint la rupture par flambage des fils de la tresse en partie comprimée. La qualité de la liaison entre la tresse et la poutre peut être responsable de ce mode de ruine (a).
- ⇒ L'ajout de grille de verre dans les joints de colle ne conduit pas à une modification de la ruine de l'élément. Nous pouvons remarquer ici un micro-flambage des fibres en partie haute ainsi qu'un glissement longitudinal (b).

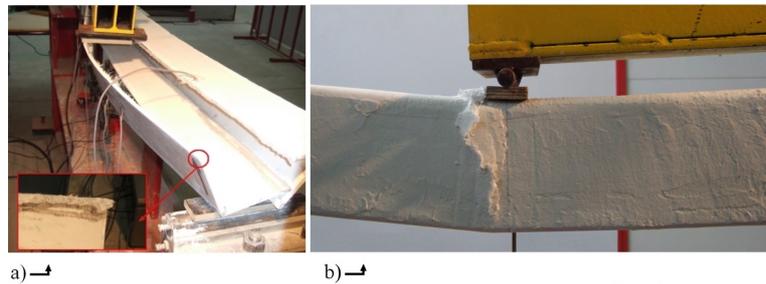


FIG. 8.15 – Mode de ruine des poutres a) MC/C.SR/2.11 et b) MC/C.CM/2.12

La figure 8.15 montre les modes de ruine des poutres en matériau MC :

⇒ La poutre MC/C.CM/2.12 montre une modification du mode de ruine par l'apport du renforcement stratifié. La rupture est issue de l'excès de contraintes de cisaillement engendrées par l'effort tranchant et non par la décohésion dans le support (b).

Le tableau 8.7 page suivante résume les charges ultimes des différentes poutres ainsi que les modes de rupture. De plus, l'annexe B présente les déformées à la rupture des différentes poutres testées en flexion circulaire. La contrainte maximale de cisaillement est évaluée grâce à la formule de Jourawski 7.3. Nous constatons que le renfort externe contribue à augmenter la capacité de résistance vis-à-vis du cisaillement. En effet, toutes les poutres présentent un accroissement de la contrainte de cisaillement entre 18% et 50% pour les poutres creuses. Quant aux poutres pleines, la contrainte de cisaillement ne semble pas être influencée par la présence du renfort.

La comparaison des capacités résistantes des poutres confirme les premières observations :

⇒ Le renforcement par tressage n'augmente pas de manière significative la résistance de la poutre en raison de la faible adhésion à l'interface tresse/poutre (+39%).

⇒ Le confinement par stratification apporte une résistance additionnelle conséquente, de 128% dans le cas de matériau PU et 94% dans le cas de matériau MC.

	Effort ultime kN	Mode de ruine	τ MPa
PU/C.SR/2.01	15.8	Cisaillement horizontal	4.6
PU/C.EN/2.02	12.1	Cisaillement horizontal	3.5
PU/C.TC/2.03	20.6	Rupture d'adhésion	5.4
PU/C.CM/2.04	33.8	Cisaillement 45 °	6.8
PU/C.TV-CM/2.05	33.0	Cisaillement 90 °	5.6
PU/C.TC-CM/2.06	40.7	Cisaillement -45 °	6.9
PU/P.SR/2.07	10.3	Compression + décohésion (support)	2.3
PU/P.TC/2.08	9.0	Compression	1.6
PU/P.GV/2.09	10.8	Cisaillement horizontal	1.9
MC/C.SR/2.11	17.3	Décohésion (support)	5.6
MC/C.CM/2.12	33.5	Cisaillement 90 °	8.0

TAB. 8.7 – Efforts ultimes, modes de rupture et contraintes de cisaillement calculées au niveau de l'axe neutre

⇒ Afin d'améliorer la liaison entre la tresse et la poutre, nous avons recouvert la tresse d'un renfort stratifié. Cette méthode permet un accroissement de la capacité résistante de la poutre de 175% par rapport à la poutre de référence, et de 20% par rapport à la poutre renforcée par stratification sans tressage.

8.5 Principe de modélisation

La modélisation des éléments de structure renforcés par différentes technologies est basée sur la Théorie des Poutres que nous avons modifiée afin de prendre en compte divers phénomènes non linéaires comme la différence de comportement en traction et en compression et l'endommagement du composite en traction par fissuration.

8.5.1 Prise en compte du caractère multi-matériaux

Les éléments de structure présentent la particularité d'être composés d'un assemblage de matériaux de natures différentes. Les poutres peuvent être renforcées par des couches de composites tressées, stratifiées, avec des taux de renfort variés, des orientations de fibres privilégiées, etc. Afin de prendre en considération le mélange de matériaux, un coefficient d'équivalence m

est introduit. Ce coefficient correspond au quotient des modules des divers matériaux. La nature multi-matériaux des poutres est donc modélisée en intégrant ce coefficient dans le calcul de l'inertie des poutres. Ce principe d'homogénéisation de la section se base sur le même principe que le coefficient d'équivalence n défini pour modéliser la différence de comportement en traction et en compression.

L'homogénéisation de la section dans le cas du cisaillement est également réalisée sur la section transversale. En effet, afin de prendre en compte les différentes natures des matériaux mis en œuvre, l'aire de la section réduite est également pondérée en fonction du rapport des modules de cisaillement. Ainsi, le modèle proposé permet de tenir compte de : i) la différence de comportement en traction et en compression, ii) la fissuration et iii) la nature multi-matériaux de la poutre. Ceci est réalisé au travers de la somme des inerties et sections pondérées par les coefficients d'équivalence n , m et n' :

$$EI_h = E_c \left\{ \left(\sum_x^{i=1} n_i \cdot I_i \right)_c + \left(\sum_x^{j=1} m_j \cdot I_j \right)_t \right\} \quad (8.1)$$

$$G\Sigma_h = G \left\{ \sum_x^{p=1} n'_p \cdot B \right\} \quad (8.2)$$

$$\text{avec } n_i = \frac{E_{ci}}{E_{c1}} ; m_j = \frac{E_{tj}}{E_{c1}} ; n'_p = \frac{G_p}{G_1}$$

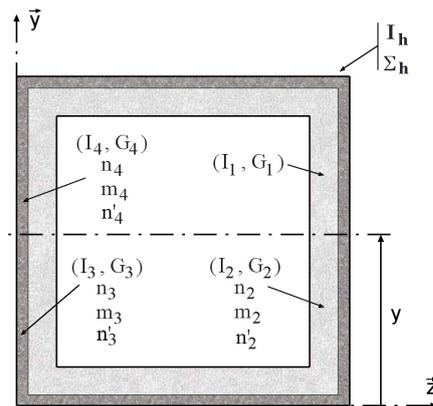


FIG. 8.16 – Détermination de l'inertie équivalente homogénéisée d'une section multi-matériaux avec prise en compte des phénomènes non linéaires

8.5.2 Confrontation modèle/comportement en rigidité des poutres

La figure 8.17 confronte les courbes charge/flèche obtenues expérimentalement avec les courbes charge/flèche du modèle analytique. En ce qui concerne le comportement en rigidité, la corrélation entre le modèle et l'expérience est correcte. La confrontation entre modèle et expérience des poutres pleines n'est pas présentée ici en raison de la faible influence du renfort sur le comportement des poutres.

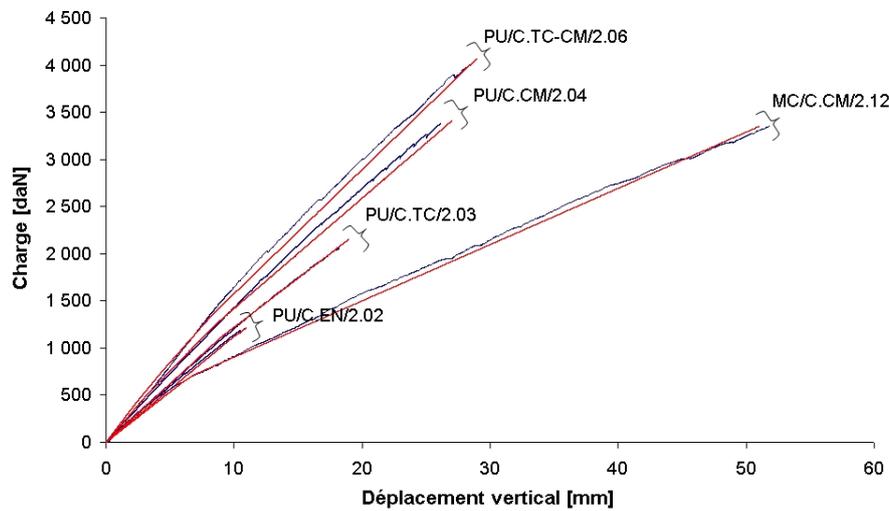


FIG. 8.17 – Superposition des courbes modèles et expérimentales

Phase	EI Modèle			EI Expérience		
	I	II	III	I	II	III
PU/C.EN/2.02	13.8	11.3	–	14.2	12.7	–
PU/C.TC/2.03	14.8	11.8	–	14.7	12.4	–
PU/C.CM/2.04	18.4	16.8	14.0	17.5	16.2	13.8
PU/C.TV-CM/2.05	22.7	19.2	16.2	20.5	17.6	15.6
PU/C.TC-CM/2.06	21.2	18.4	15.8	19.8	18.9	16.8
PU/P.TC/2.08	1.5	1.2	–	1.6	1.2	–
PU/P.GV/2.09	1.4	1.2	–	1.5	1.3	–
MC/C.CM/2.12	13.8	8.1	7.1	14.7	8.4	7.1

TAB. 8.8 – Rigidités calculées par le modèle développé, en 10^{10} MPa.mm^4

Le tableau 8.8 page ci-contre présente les rigidités obtenues au cours des différentes phases de comportement des poutres. L'écart maximal constaté est de l'ordre de 10% ce qui traduit une bonne appréciation de la rigidité par le modèle proposé.

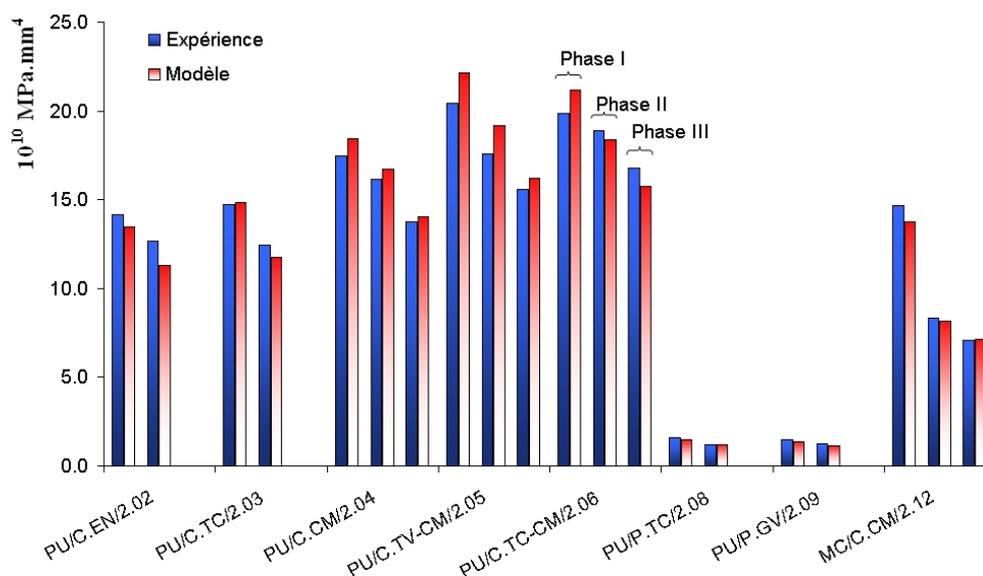


FIG. 8.18 – Comparaison des rigidités expérimentales et analytiques

8.5.3 Confrontation modèle/comportement à la rupture

Nous avons retenu que la faible résistance au cisaillement des poutres engendre la ruine des éléments. Nous proposons donc une approche de la rupture en fonction de l'effort tranchant agissant. Comme nous l'avons vu précédemment, la contrainte de cisaillement est prépondérante dans la prédiction de la rupture des poutres sans renfort. L'effort tranchant résistant de calcul des poutres V_{Rd} est la somme des contributions de résistance à l'effort tranchant de la poutre sans renfort $V_{Rd,c}$ et du renfort $V_{Rd,s}$:

$$V_{Rd} = V_{Rd,c} + V_{Rd,s} \quad (8.3)$$

Effort tranchant résistant de la poutre sans renfort

La résistance à l'effort tranchant de la poutre sans renfort peut être estimée par la théorie de Jourawski. Cependant, le problème de réciprocity des contraintes de cisaillement ne s'applique pas en raison du gauchissement

des sections. Par conséquent, l'équilibre longitudinal est réalisé en faisant apparaître un effort horizontal, ce qui amène à la formule suivante :

$$V_{Rd,c} = \frac{\tau(y) b(y) I_{G,z}}{\mu(\Sigma)} \quad (8.4)$$

Effort tranchant résistant du renfort

Deux types de renforts extérieurs (confinement par stratification et tressage) ont été utilisés afin de compenser les faiblesses du matériau en cisaillement. Dans l'objectif de déterminer l'apport du confinement par stratification au cisaillement, nous nous basons sur une approche empirique proposée dans l'EuroCode 2. Ce modèle permet de prendre en considération la résistance du béton vis-à-vis du cisaillement. Ainsi, nous proposons une méthode analogue afin de quantifier l'effort tranchant résistant :

$$V_{Rd,s} = \tau_{Rd} \Sigma$$

avec Σ la section transversale du renfort
 τ_{Rd} la contrainte de cisaillement résistante de calcul

La section transversale n'est pas entièrement sollicitée au cisaillement. D'une manière similaire à l'étude du déplacement d'une poutre sous l'effet du cisaillement par les théorèmes de travaux virtuels interne et externe, la section transversale doit être réduite à une valeur Σ^* . Nous prendrons la valeur de $\Sigma^* = \frac{5}{12} \Sigma$ pour l'étude d'une section carrée et creuse et $\Sigma^* = \frac{5}{6} \Sigma$ dans le cas d'une section rectangulaire pleine (Frey, 1994) :

$$V_{Rd,s} = \tau_{Rd,s} \Sigma^* \quad (8.5)$$

Pour le confinement par tressage, nous proposons une étude qui s'inspire de la contribution en résistance à l'effort tranchant des cadres métalliques dans une poutre en béton armé suivant l'EuroCode 2. Pour établir les équations d'équilibre, nous nous basons sur l'analogie de Mörsch qui consiste à comparer le fonctionnement d'une poutre en béton armé à celui d'une poutre treillis.

Les formules de contrôles sont basées sur la redistribution et l'équilibre des efforts internes dans l'âme. L'équilibre vertical nous donne l'effort de traction dans les fibres :

$$F_{Ssw} = \frac{V_{ED}}{\sin \beta}$$

Application numérique

Le tableau 8.9 présente le calcul numérique de l'effort tranchant résistant des poutres sans renfort.

	τ_{max} [MPa]	b [mm]	$I_{G,z}$ [cm ⁴]	μ_{Σ} [cm ³]	$V_{Rd,c}$ [kN]
PU/C.SR/2.01	5.0	19.6	525	60.2	8.6
PU/C.TC/2.03	5.0	19.6	525	60.2	8.6
PU/C.CM/2.04	5.0	19.6	525	60.2	8.6
PU/C.TV-CM/2.05	5.0	19.6	525	60.2	8.6
PU/C.TC-CM/2.06	5.0	19.6	525	60.2	8.6
PU/I.SR/2.10	5.0	19.8	1 005	99.1	10.0
MC/C.SR/2.11	5.5	16.6	346	37.0	8.5
MC/C.CM/2.12	5.5	16.6	346	37.0	8.5

TAB. 8.9 – Calcul de l'effort tranchant résistant de la poutre sans renfort

Le tableau 8.10 présente le calcul numérique de l'effort tranchant résistant apporté par la couche de confinement stratifié mat.

	$\tau_{Rd,c}$ [MPa]	Σ^* [mm ²]	$V_{Rd,s}$ [kN]
PU/C.CM/2.04	10	847	8.4
PU/C.TV-CM/2.05	10	904	9.0
PU/C.TC-CM/2.06	10	904	9.0
MC/C.CM/2.12	10	882	8.8

TAB. 8.10 – Calcul de l'effort tranchant résistant du confinement mat

Le tableau 8.11 présente le calcul numérique de l'effort tranchant résistant apporté par le renforcement pircircférentiel par tressage.

	A_t [mm ²]	S [mm]	z [mm]	$f_{f,ed}$ [MPa]	θ	β	$V_{Rd,s}$ [kN]
PU/C.TC/2.03	3.2	21.5	107	66.4	45	45	1.6
PU/C.TV-CM/2.05	3.2	21.5	107	36.8	45	45	0.6
PU/C.TC-CM/2.06	3.2	21.5	107	116.1	45	45	2.8

TAB. 8.11 – Calcul de l'effort tranchant résistant du tressage

Comparaison modèle/expérience à la rupture

Le tableau 8.12 présente une confrontation entre les efforts tranchants expérimentaux et les résultats obtenus par le modèle. Les déformations effectives dans le renfort tressé sont mesurées au moyen des rosettes de déformation collées à une distance $L/6$ de l'appui. La poutre PU/C.CM/2.04 a permis l'évaluation de la contrainte de résistance de calcul du confinement stratifié τ_{Rd} . Cette valeur est estimée égale à 10 MPa . Le modèle proposé n'est pas applicable à la poutre PU/C.EN/2.02 en raison de son renfort et son mode de ruine. Dans les autres cas, les écarts sont inférieurs à 10% ce qui témoigne d'une bonne corrélation entre modèle et expérience.

	Modèle			Expérience	Ecart
	$V_{Rd,c}$ [kN]	$V_{Rd,s}$ [kN]	V_{Rd} [kN]	V_E [kN]	[%]
PU/C.SR/2.01	8.6	–	8.6	7.9	8
PU/C.TC/2.03	8.6	1.6	10.2	10.3	1
PU/C.CM/2.04	8.6	8.4	17.0	16.9	0
PU/C.TV-CM/2.05	8.6	9.6	18.1	16.5	9
PU/C.TC-CM/2.06	8.6	11.8	20.4	20.4	0
PU/I.SR/2.10	10.0	–	10.0	9.3	8
MC/C.SR/2.11	8.5	–	8.5	8.9	5
MC/C.CM/2.12	8.5	8.8	17.3	16.8	3

TAB. 8.12 – Comparaison modèle/expérience de l'effort tranchant résistant

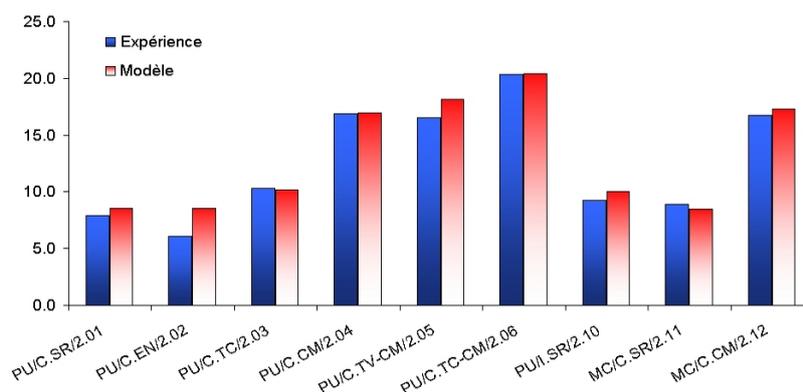


FIG. 8.21 – Comparaison modèle/expérience de l'effort tranchant résistant

8.5.4 Conditions limites aux ELS

Le tableau 8.13 présente les flèches maximales mesurées de toutes les poutres testées et les flèches admissibles définies par la norme EuroCode 2. On peut voir que le fait de limiter la flèche offre une réserve de déformation importante pour les configurations plus performantes (PU/C.CM/2.04, PU/C.TV-CM/2.05 et PU/C.TC-CM/2.06). Ces combinaisons offrent également une réserve de résistance importante (de l'ordre de 40% de la résistance maximum). La résistance de ces éléments de structures avoisine 14 kN (soit 1.4 tonnes).

	w_{rupt} [mm]	w_{admis} [mm]	Δ [%]	F_{rupt} [kN]	F_{admis} [kN]	Δ [%]
PU/C.SR/2.01	14.5	9.5	65	15.8	11.0	70
PU/C.EN/2.02	10.9	9.5	87	12.1	10.9	90
PU/C.TC/2.03	18.2	9.5	52	20.6	11.4	55
PU/C.CM/2.04	26.2	9.5	36	33.8	13.5	40
PU/C.TV-CM/2.05	24.2	9.5	39	33.0	14.7	44
PU/C.TC-CM/2.06	29.0	9.5	33	40.7	12.4	30
PU/P.SR/2.07	>90	9.5	<10	10.3	1.2	11
PU/P.TC/2.08	84.8	9.5	11	9.0	1.2	13
PU/P.GV/2.09	>90	9.5	<10	10.8	1.2	11
PU/I.SR/2.10	11.7	9.5	81	18.5	15.2	82
MC/C.SR/2.11	36.3	9.5	26	17.3	5.6	32
MC/C.CM/2.12	51.8	9.5	18	33.5	8.7	26

TAB. 8.13 – Conditions aux ELS

Ces éléments de structure ont été testée en flexion ciculaire. Lors du dimensionnement d'ouvrages à usage d'habitation, les poutres sont calculées pour résister à une charge linéaire correspondante à la surface de plancher reprise. Pour une flèche admissible de $\frac{L}{200}$, la charge admissible des combinaisons les plus résistantes se situe aux alentours de 14 kN , soit un moment admissible de 441 $daN.m$ et un effort tranchant résistant de 700 daN . Ces valeurs conduisent à un chargement linéaire admissible q de 741 kN/m (Résistance Des Matériaux) :

$$q = \frac{P}{L} \quad (8.8)$$

La surcharge d'exploitation pour les bâtiments d'habitation est de 150 kg/m^2 , ce qui conduit à un entraxe des poutres de l'ordre de 5.0 m .

8.6 Conclusion

Différentes solutions ont été testées afin de compenser les faibles performances à l'effort tranchant des éléments en composites à matrice minérale. L'utilisation d'entretoises comme renfort interne n'apporte aucune capacité de résistance supplémentaire. A l'inverse, nous pouvons noter l'effet endommageant de ce type de renfort. En revanche, le confinement externe par tressage en carbone permet d'augmenter la capacité de charge de 40%. Mais la faible adhérence entre la poutre et la tresse (confinement mécanique uniquement) limite son effet. Le mode de ruine permet de confirmer cette hypothèse : rupture d'adhésion à l'interface. Le confinement par stratification au contact de composite CPI présente une capacité de chargement plus importante (près de 130%). Cette solution offre une meilleure adhésion entre la poutre et le renfort. Nous avons donc réalisé des poutres confinées par tressage puis stratification au contact afin d'augmenter encore les performances de la poutre en flexion. Grâce à ce type de renfort, les essais effectués permettent d'atteindre une hausse de la résistance de 175%.

En outre, l'analyse des résultats expérimentaux met en évidence un déplacement de l'axe neutre vers la fibre supérieure de la poutre, ce qui permet une meilleure utilisation du matériau en compression ainsi qu'une augmentation de l'endommagement en traction (fissuration). L'analyse du comportement de flexion nous permet de valider les hypothèses de Navier-Bernoulli utilisées lors de l'application de la Théorie des Poutres.

Un modèle analytique décrivant le comportement des poutres est proposé de manière à prévoir l'évolution des déplacements (et des courbures) en fonction du chargement appliqué (charges ponctuelles, moment de flexion). Ce modèle se base sur la connaissance des propriétés mécaniques des matériaux. La Théorie Classique des Poutres a été modifiée dans le but de prendre en considération les divers phénomènes non linéaires liés aux propriétés du matériau (différence de comportement en traction et compression, fissuration) et de la structure (nature multi-matériaux).

Nous retiendrons l'importance du cisaillement sur le comportement des poutres (rigidités de cisaillement et modes de rupture). A l'aune de ce constat, nous proposons une approche de la ruine basée sur la redistribution des efforts tranchants résistants. Le modèle est conforme à l'expérience concernant la rupture et les rigidités de comportement.

Synthèse Partie III

La méthode d'aide au dimensionnement proposée ici est présentée sous la forme d'un algorithme (voir figure 8.22 page suivante). La méthodologie se découpe en trois phases successives :

- ⇒ Une étude de la poutre sans renfort est réalisée en fonction des sollicitations agissantes sur la structure. Cette première phase suit le déroulement classique de dimensionnement tel que celui présenté au cours du chapitre 7. La modélisation du matériau est réalisée par des jeux de données définis au cours de la partie II. Cette étude débouche sur le calcul des efforts internes (moment fléchissant et effort tranchant) et sur les contraintes de flexion et de cisaillement correspondantes. Un net déséquilibre des contraintes de flexion (traction / compression) et de cisaillement est observé. Un renfort au cisaillement est donc envisagé afin d'homogénéiser les modes de ruine (flexion / cisaillement).
- ⇒ Le flux de cisaillement qui doit être repris par le renforcement nous permet de choisir la technologie de confinement à mettre en place (treillage ou stratification au contact). L'optimisation des paramètres technologiques permet l'équilibre entre flexion et cisaillement. L'apport du renforcement entraîne une modification des propriétés géométriques et mécaniques de la poutre. L'optimisation de l'équilibre flexion / cisaillement est possible par une, voire plusieurs itérations (le modèle converge rapidement vers un équilibre acceptable).
- ⇒ Finalement, le calcul de la déformée, grâce au modèle présenté au cours du chapitre 8 permet la validation du dimensionnement en fonction des conditions de flèches imposées par les EuroCodes. Dans le cas où ces conditions ne sont pas vérifiées, une modification des propriétés géométriques de la poutre de base doit être apportée. La méthodologie de dimensionnement s'applique avec ces nouveaux paramètres.

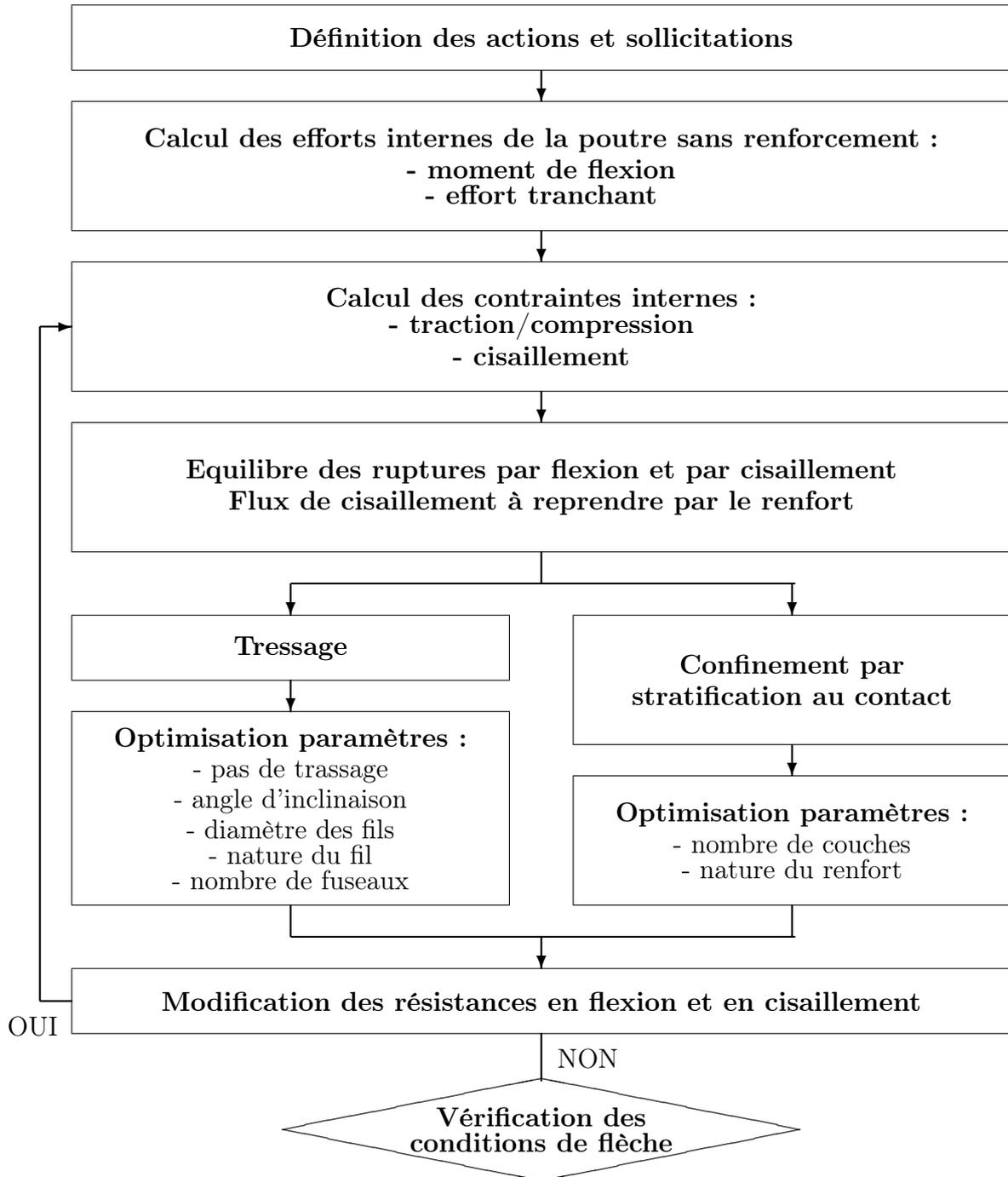


FIG. 8.22 – Méthode de dimensionnement de poutres confinées

Quatrième partie
Synthèse/Conclusion

Synthèse / conclusion

L'objectif principal de ce travail tel qu'il a été énoncé au début du manuscrit est le développement de matériaux composites à liant phosphatique et fibres de verre E pour diverses applications structurales en Génie Civil. La méthodologie de développement mise en place peut se décliner en deux phases :

1. L'évaluation des propriétés mécaniques de matériaux composites à matrice minérale en traction, en compression et en cisaillement. Nous appliquons différents modèles micromécaniques basés sur les propriétés géométrique, mécanique et physico-chimique du matériau afin de prédire le comportement de ces matériaux.
2. La caractérisation du comportement en rigidité et à la rupture d'éléments de structure de type poutre. Nous proposons également l'utilisation d'un modèle analytique basé sur la connaissance des propriétés mécaniques du matériau. Ce modèle s'inspire de la Théorie Classique des Poutres que nous avons modifiée afin de prendre en compte les différents phénomènes non linéaires du matériau (comportement en traction/compression, fissuration). Pour modéliser le comportement global des poutres composites, il est nécessaire d'intégrer l'effet de la flexion et du cisaillement.

Afin d'atteindre cet objectif, nous avons axé notre recherche bibliographique sur l'étude multi-échelles de composites à matrice minérale. La structuration du matériau aux différentes échelles met en valeur l'influence de paramètres physico-chimiques, mécaniques et géométriques tels que : i) la liaison à l'interphase filament/matrice (échelle nano), ii) la pénétration de la matrice ou la mouillabilité des fibres (échelle micro), iii) l'arrangement, le taux de renfort, la longueur, l'orientation des fils et la fissuration de la matrice (échelle méso). Ces paramètres induisent un comportement non linéaire

du matériau qui présente une multitude d'avantages pour des applications structurales : ductilité, résistance à la corrosion ou aux très hautes températures. À l'aune de ce constat, plusieurs éléments ont été réalisés : éléments de façade, éléments de protection environnementale, éléments porteurs de structure, passerelle piétonne. Différents modèles basés sur des observations micrographiques et sur la micromécanique des composites sont disponibles dans la littérature, à toutes les échelles. À l'échelle de la structure, l'utilisation de méthodes de dimensionnement usuelles de type analytique (Castigliano, EuroCode 1 - 4) ou numérique (Méthode des Eléments Finis) est envisageable.

Nous présentons les propriétés physico-chimiques et mécaniques du liant phosphatique et de la fibre de verre E que nous avons utilisée. La fibre de verre est employée sous différentes formes : roving ou tissus (mat, UD). Les systèmes composites sont transformés grâce à un système de pultrusion adapté et par moulage au contact.

Une méthodologie de caractérisation est proposée pour les formulations les plus performantes. Le développement de procédures expérimentales particulières est indispensable dans le but d'évaluer le comportement élastique et la rupture de ces matériaux.

- ⇒ Un dispositif de frettage est utilisé lors des essais de compression uniaxiale dans le but de limiter les phénomènes d'instabilité locale comme le microflambage des fibres couplé à la désolidarisation à l'interface fibre/matrice. Néanmoins, ce dispositif peut perturber l'évaluation des propriétés mécaniques en compression et une étude de l'influence du confinement est conseillée.

- ⇒ Lors de l'essai de cisaillement, un cadre entièrement articulé est utilisé afin de générer un champ de cisaillement pur sur une éprouvette carrée. La difficulté de préparation des éprouvettes est partiellement compensée par l'obtention d'une loi de comportement en cisaillement sous réserve d'une étude en contraintes moyennes. De multiples améliorations peuvent être proposées sur cet essai de caractérisation directe. Tout d'abord, au niveau de l'analyse des résultats, le champ de cisaillement généré n'est pas forcément uniforme (effet de bord, ...) et un couplage avec une modélisation aux Eléments Finis devrait autoriser une approche en contrainte maximale. Enfin, les éprouvettes doivent être d'une dimension suffisante afin de mesurer le champ de déformations en dehors des zones de perturbation des appuis.

Une confrontation avec les différents modèles proposés dans la littérature montre une bonne corrélation au niveau de l'estimation des rigidités élastiques, en traction, en compression et en cisaillement. En revanche, les seuils d'endommagement et de rupture ne sont pas correctement définis. Les modèles se basent sur les performances mécaniques de la matrice et de la fibre ainsi que sur le taux de renfort. Les mécanismes de fissuration et de propagation ne sont pas encore parfaitement maîtrisés, bien que le modèle stochastique apporte une base de réflexion.

Dans le but d'approcher la rupture, nous proposons la formulation d'un critère de résistance spécifique à deux branches pour le composite pultrudé, chaque branche caractérisant un mode de rupture bien défini. Le critère pour la rupture en mode I est celui de Tsai-Wu qui s'applique dans le domaine des compression-traction, permettant de traduire la sensibilité au signe des contraintes.

$$\sigma_n^2 [F_{11} \sin^4 \Phi + F_{33} \cos^4 \Phi + \cos^2 \Phi \sin^2 \Phi (2F_{31} + F_{44})] + \dots \\ \dots + \sigma_n (F_1 \sin^2 \Phi + F_3 \cos^2 \Phi) = 1$$

Pour la rupture en mode II, le critère proposé est une généralisation de la loi de frottement de Coulomb, prenant en compte l'anisotropie du matériau.

$$\sigma_n \cos \Phi (\sin \Phi - \cos \Phi \operatorname{tg} \Phi_0) = c_0$$

Ces deux critères permettent de prévoir à la fois la résistance et le mode de rupture. Ils sont conformes aux résultats expérimentaux.

A la lumière des résultats des essais de caractérisation, nous proposons une modélisation des lois de comportement en traction, en compression et en cisaillement. Un critère de résistance est formulé afin d'approcher le seuil de rupture. Les résultats mettent en avant les faiblesses du matériau vis-à-vis du cisaillement à différentes échelles : cisaillement inter-laminaire et décohésion à l'interface fibre/matrice.

La deuxième partie de la recherche est consacrée à l'étude d'éléments structuraux mettant en œuvre les formulations les plus performantes des systèmes composites. L'expérimentation des poutres, présentant un rapport hauteur sur portée compris entre 1/15 et 1/50, met en évidence des modes de rupture spécifiques confirmant les faibles caractéristiques du matériau

vis-à-vis de l'effort tranchant, du cisaillement inter-laminaire et de la décohésion fibre/matrice. L'évolution des déformations dans la section centrale des poutres permet de valider les hypothèses de Navier-Bernoulli et Saint-Venant. Nous proposons l'utilisation d'un modèle analytique, basé sur la Théorie Classique des Poutres que nous avons modifiée afin de prendre en considération divers phénomènes non linéaires (différence de comportement traction/compression, évolution de la fissuration) pour prévoir le comportement en rigidité. L'approche de la ruine est réalisée au moyen du critère de rupture formulé précédemment.

L'optimisation du dimensionnement des poutres se poursuit en considérant des modifications d'ordre technologique. L'utilisation d'entretoises n'apporte aucune résistance supplémentaire. A l'inverse, on peut noter un effet endommageant de ce type de renfort. En revanche, le confinement externe par tressage conduit à une augmentation de la capacité résistante. Mais la faible adhérence entre la poutre et la tresse limite son effet (confinement mécanique uniquement). Le confinement par stratification au contact permet de doubler le chargement. De plus, cette solution offre une meilleure adhésion à l'interface poutre/renfort. Des poutres tressées puis confinées ont permis une augmentation de la résistante, en éliminant le défaut d'adhésion. La modification du mode de rupture démontre l'intérêt du renfort. En outre, l'analyse des déformations dans la section centrale fait apparaître une translation de l'axe neutre vers la fibre comprimée, ce qui implique une meilleure utilisation du matériau en compression. Le modèle initial est modifié de manière à prendre en considération le caractère multi-matériaux des poutres renforcées. La ruine de l'élément est abordée avec une approche similaire à celle de l'EuroCode 2, qui se base sur l'analogie de Mörsch et la redistribution interne des efforts tranchants. L'effort tranchant résistant est calculé par sommation des contributions de résistance à l'effort tranchant de la poutre et du renfort.

Poutre sans renfort	$V_{Rd,c} = \frac{\tau(y) b(y) I_{G,z}}{\mu(\Sigma)}$
Confinement par stratification	$V_{Rd,s} = \tau_{Rd,s} \Sigma^*$
Confinement par tressage	$V_{Rd,s} = \sum \frac{A_{ti}}{s_i} \cdot z \cdot f_{f,ed,i} (\cot \theta + \cot \beta_i) \sin \beta_i$

Plusieurs perspectives de recherche peuvent être avancées, en complément de cette étude :

- ⇒ L'analyse micrographique de la zone interphasiale semble être prépondérante à la compréhension des différents mécanismes de fonctionnement du matériau.
- ⇒ La prise en compte de l'endommagement progressif du matériau en traction dans le modèle mis en place devrait permettre une meilleure approche du comportement en rigidité des éléments de structure.
- ⇒ L'introduction d'une technologie de précontrainte est réalisable sur ces structures composites. La mise en place d'une force de compression est une autre manière de compenser les faiblesses du matériau au cisaillement. Après avoir validé le principe de précontrainte, nous souhaitons juger de l'influence de la compression centrée et excentrée sur le comportement global de la structure. Dans le cas d'une précontrainte excentrée, la déformée de la poutre sera également réduite. Les premiers essais menés sur des poutres creuses de grandes dimensions sont enrichissants et la perspectives d'utilisation de la technologie de précontrainte est encourageante.
- ⇒ Afin de réaliser des structures modulaires complètes en matériaux composites à liant phosphatique, l'étude des poteaux et des assemblages est indispensable. En raison de la bonne résistance en compression de ce type de composite, nous sommes optimistes quant au fonctionnement mécanique d'une telle ossature porteuse. Différentes études démontrent l'intérêt de ces matériaux dans la réalisation de panneaux sandwichs, lors de la réalisation de cloisonnements.

Annexes

Annexe A

Le procédé Lamtextres



FIG. A.1 – Procédé Lamtextres composé d'une unité de tressage (cantes + tête de tressage) et d'une unité de traction

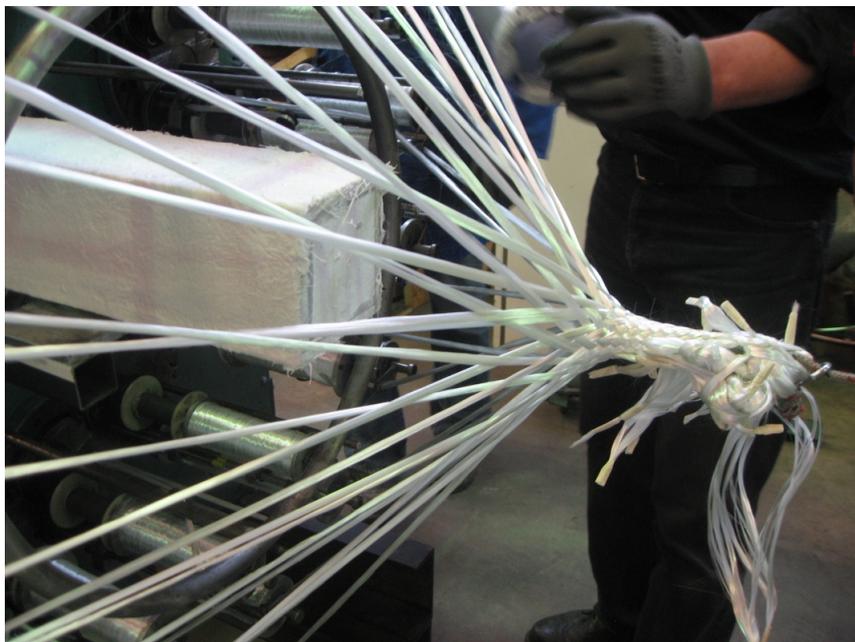


FIG. A.2 – Présentation de la poutre dans la tête de tressage

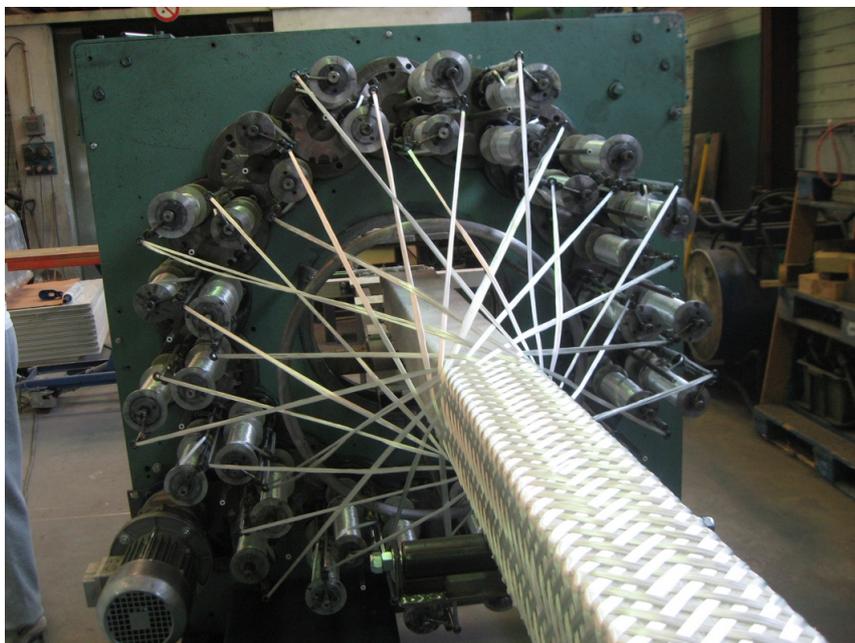


FIG. A.3 – Vue de l'unité de tressage



FIG. A.4 – Vue de l'unité de traction



FIG. A.5 – Guidage de la poutre au travers de l'unité de tressage



FIG. A.6 – Paramètres de tissage

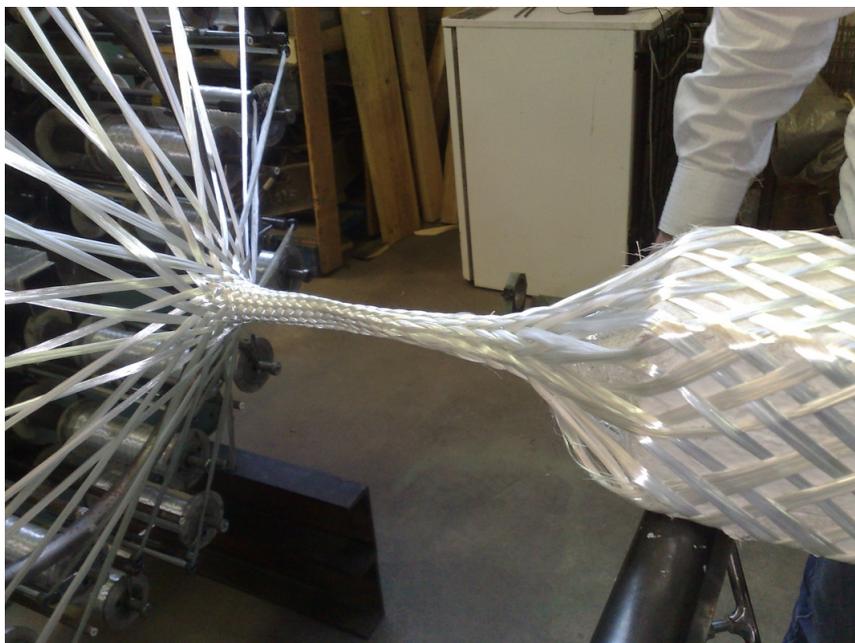


FIG. A.7 – Fin du tissage

Annexe B

Déformées à la rupture

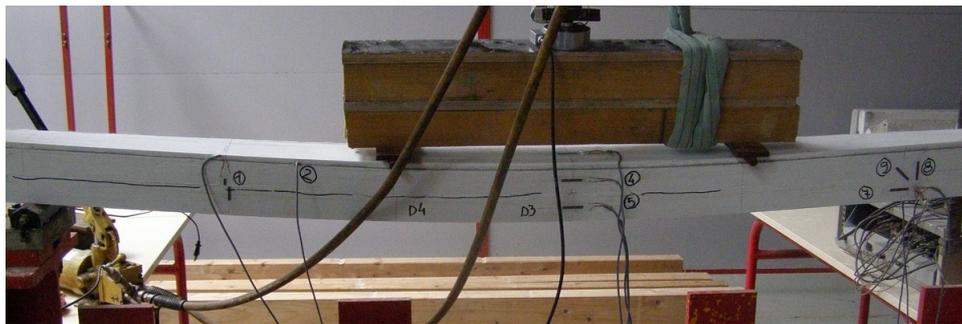


FIG. B.1 – Déformée de la poutre PU/C.EN/2.02

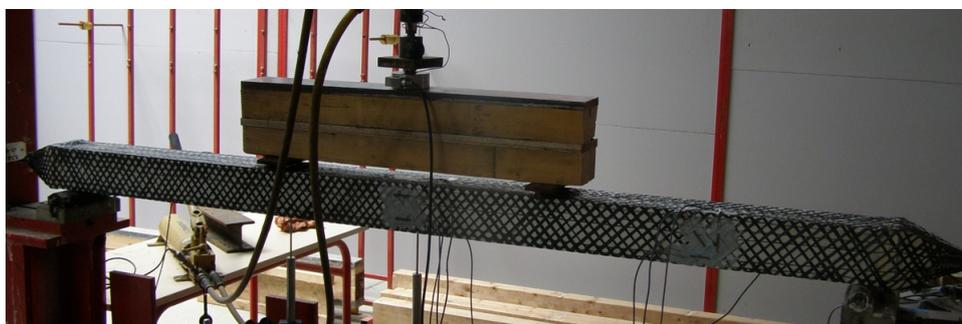


FIG. B.2 – Déformée de la poutre PU/C.TC/2.03

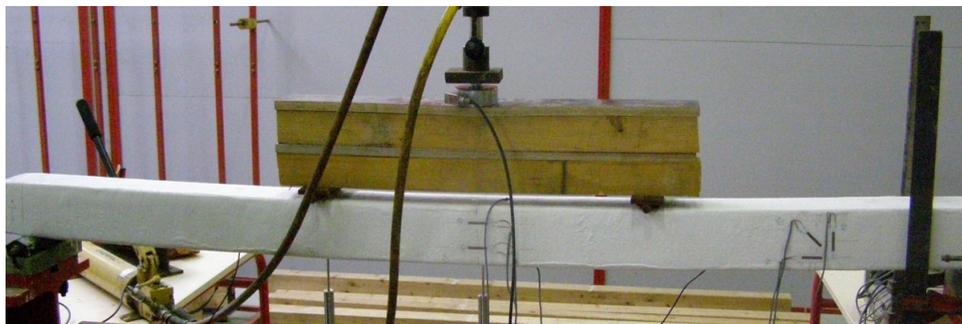


FIG. B.3 – Déformée de la poutre PU/C.CM/2.04



FIG. B.4 – Déformée de la poutre PU/C.TV-CM/2.05

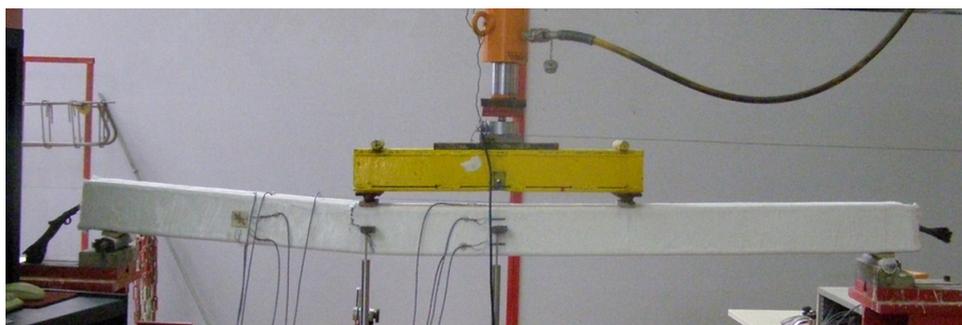


FIG. B.5 – Déformée de la poutre PU/C.TC-CM/2.06



FIG. B.6 – Déformée de la poutre PU/P.SR/2.07

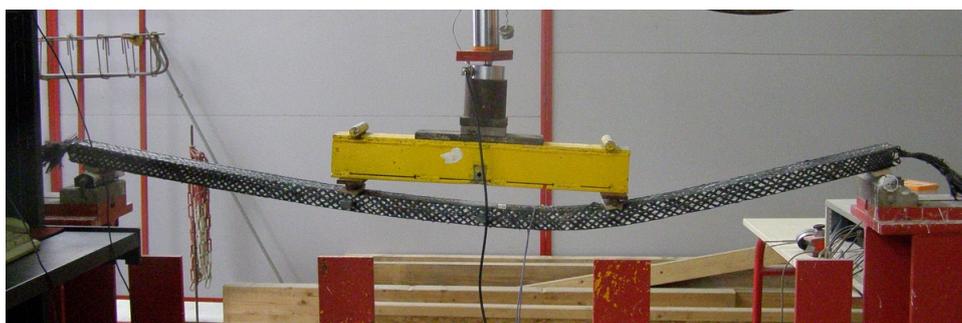


FIG. B.7 – Déformée de la poutre PU/P.TC/2.08

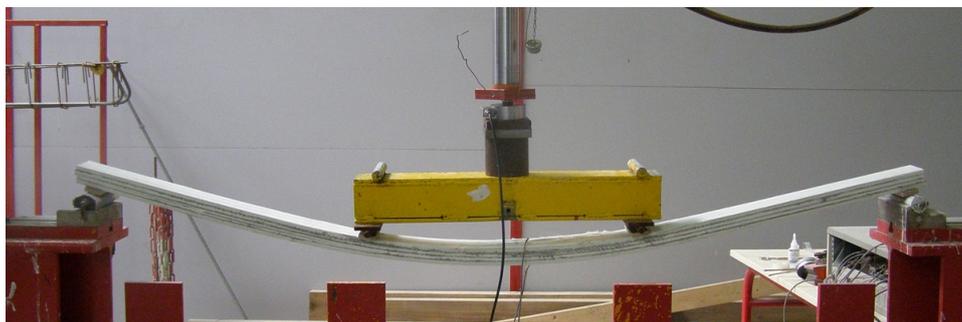


FIG. B.8 – Déformée de la poutre PU/P.GV/2.09

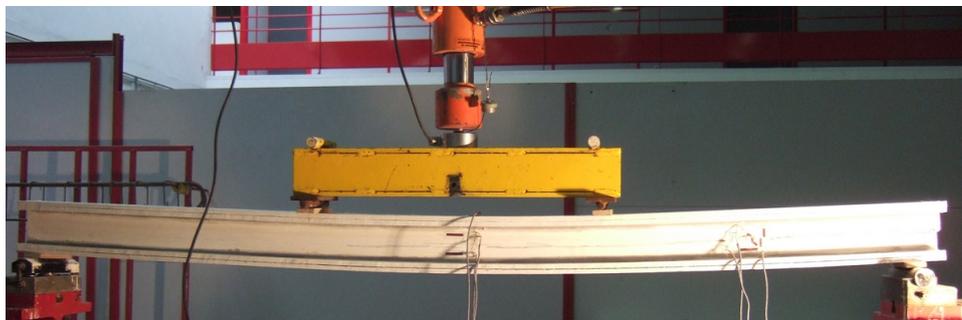


FIG. B.9 – Déformée de la poutre PU/I.SR/2.10



FIG. B.10 – Déformée de la poutre MC/C.SR/2.11



FIG. B.11 – Déformée de la poutre MC/C.CM/2.12

Annexe C

Détermination des propriétés de compression par un essai de flexion

Hypothèses fondamentales :

- ⇒ le comportement de la poutre est linéaire élastique
- ⇒ les déformations suivent une distribution linéaire et les sections droites restent droites (principes fondamentaux de la Théorie Classique des Poutres)
- ⇒ les modules de Young en traction et en compression peuvent être différents.

Les déformations à une distance y de l'axe neutre sont calculées par la formule suivante, avec ρ le rayon de courbure :

$$\varepsilon_x = \frac{y}{\rho} \quad (\text{C.1})$$

Les contraintes de traction et de compression sont, avec E_t et E_c les modules d'élasticité en traction et compression :

$$\sigma_t = E_t \frac{y}{\rho} \quad (\text{C.2})$$

$$\sigma_c = E_c \frac{y}{\rho} \quad (\text{C.3})$$

L'équilibre de la section donne alors :

$$0 = \int_{\Sigma} \sigma d\Sigma = \int_{\Sigma_t} \sigma_t d\Sigma + \int_{\Sigma_c} \sigma_c d\Sigma = \int_0^{ht} \sigma_t b dy + \int_{-hc}^0 \sigma_c b dy \quad (\text{C.4})$$

avec h_t et h_c les hauteurs des sections tendue Σ_t et comprimée Σ_c ; b la largeur de la poutre

$$0 = \frac{bE_t}{\rho} \int_0^{h_t} y \, dy + \frac{bE_c}{\rho} \int_{-h_c}^0 y \, dy \quad (\text{C.5})$$

$$E_t y_t \Sigma_t + E_c y_c \Sigma_c = 0 \quad (\text{C.6})$$

Or, $y_t = \frac{h_t}{2}$ et $y_c = \frac{h_c}{2}$. Donc

$$\Sigma_t = bh_t \quad (\text{C.7})$$

$$\Sigma_c = bh_c \quad (\text{C.8})$$

Notons le rapport entre les modules de traction et compression $\lambda = \frac{E_t}{E_c}$

$$\lambda y_t \Sigma_t + y_c \Sigma_c = 0 \quad (\text{C.9})$$

Donc

$$\sqrt{\lambda} = \frac{h_c}{h_t} \quad (\text{C.10})$$

Or, $h = h_c + h_t$

$$h_t = \frac{h}{1 + \sqrt{\lambda}} \quad (\text{C.11})$$

$$h_c = \frac{h\sqrt{\lambda}}{1 + \sqrt{\lambda}} \quad (\text{C.12})$$

Le moment de flexion résistant M est déterminé par la somme des moments induits par les contraintes internes :

$$M = \int_{\Sigma} \sigma y \, d\Sigma = \int_0^{h_t} \sigma_t y b \, dy + \int_{-h_c}^0 \sigma_c y b \, dy \quad (\text{C.13})$$

$$M = \frac{E_t b h^3}{\rho} \frac{4}{12 (1 + \sqrt{\lambda})^2} \quad (\text{C.14})$$

Posons

$$\beta = \frac{4}{(1 + \sqrt{\lambda})^2} \quad (\text{C.15})$$

On obtient, avec I l'inertie quadratique de la section

$$M = \beta \frac{E_t I}{\rho} \quad (\text{C.16})$$

Par correspondance avec la Théorie Classique des Poutres,

$$E_f = \beta E_t \quad (\text{C.17})$$

On peut donc déterminer le paramètre λ grâce à l'équation suivante :

$$\lambda = \left(2\sqrt{\frac{E_t}{E_t}} - 1 \right)^2 \quad (\text{C.18})$$

Les contraintes normales de compression sont donc égales à

$$\sigma_c = \frac{My}{\lambda \beta I} \quad (\text{C.19})$$

Par suite

$$\sigma_{c,max} = \frac{M h_c}{\lambda \beta I} \quad (\text{C.20})$$

En flexion 4-points, avec $a = \frac{L}{3}$, on trouve

$$\sigma_{c,max} = \frac{3Pa}{bh^2} \frac{1 + \sqrt{\lambda}}{\sqrt{\lambda}} \quad (\text{C.21})$$

References

- ACI, Committee. 1982. Measurement of properties of fiber reinforced concrete ACI 544 2R-78. *ACI Manual of Concrete Practide. American Concrete Institut, Detroit.*
- Alaoui, A.H., Woignier, T., Scherer, G.W., & Phalippou, J. 2009. Comparison between flexural and uniaxial compression tests to measure the elastic modulus of silica aerogel. *Journal of Non-Crystalline Solids*, **354**, 4556–4561.
- Alfano, M., Furgiuele, F.M., Maletta, C., & Pagnotta, L. 2005. Determining the elastic constants of short fiber composites using the hybrid finite element method. *Third International Conference, France, Lyon*, 651–659.
- Allen, H.G. 1971. Tensile properties of seven asbestos cements. *Composites*, **2**, 98–103.
- Alwan, J.M., & Naaman, A.E. 1994. New formulation for elastic modulus of fiber-reinforced quasi-brittle matrices. *Journal of Engineering Mechanics*, **120**, 2443–2460.
- Ambroise, J., Dejean, J., Foumbi, J., & Pera, J. 1989. Metakaoline blended cements improve GRC durability and dutility. *Construction and Building Materials*, **3**, 73–77.
- Antoine-Rahier, O., Grandidier, J.C., & Daridon, L. 1998. Pure compression testing of advanced fibre composites. *Composites Science and Technology*, **58**, 735–740.
- Argon, A.S. 1972. Fracture of Composites. *Treatise of Materials Science and Technology, 1, Academis press, New-York.*
- ASTM, D6484. 2009. *Standard Test Method for Open-Hole Compressive Strength of Polymer Matrix Composite Laminates.* Tech. rept. ASTM International.
- Aveston, J., Cooper, G., & Kelly, A. 1971. Single and multiple FRACTURES, the properties of fibre composites. *IPC Sciences & Technologies.*

- Babut, R., & Brandt, A.M. 1978. The method of testing and analysing of steel fibre reinforced concrete element in flexure. *Proceeding of the RILEM symposium on Testing and Test Methods of Fibre Cement Composites*.
- Baley, C., Davies, P., Grohens, Y., & Dolto, G. 2004. Application of interlaminar tests to marine composites. A literature review. *Applied Composite Materials*, **11**.
- Banholzer, B. 2004. *Bond behaviour of a multi-filament yarn embedded in a cementitious matrix*. Ph.D. thesis, RWTH-Aachen University, Germany.
- Banholzer, B., Brockmann, T., & Brameshuer, W. 2006. Material and bonding characteristics for dimensioning and modelling of textile reinforced concrete (TRC) elements. *Journal of Materials and Structures*, **39**, 749–763.
- Barak, M.M., Currey, J.D., Weiner, S., & Shahar, R. 2009. Are tensile and compressive Young's moduli of compact bone different? *Journal of the Mechanical Behavior of Biomed.*
- Barr, B.I.G., Liu, K., & Dowers, R.C. 1982. A toughness index to measure the energy absorption of fibre reinforced concrete. *The International Journal of Cement Composites and Lightweight Concrete*, **4**, 221–227.
- Barr, B.I.G., Asghari, A., & Hughes, T. 1988. Tensile strength and toughness of FRC materials. *The International Journal of Cement Composites and Lightweight Concrete*, **10**, 101–07.
- Bentahar, M. 2005. *Acoustique non linéaire : Application à la caractérisation ultrasonore de l'endommagement des matériaux hétérogènes et à la prédiction de la durée de vie*. Ph.D. thesis, INSA de Lyon.
- Bentur, A., & Mindess, S. 1990. Fibre reinforced cementitious composites. *Elsevier Science Publishers ltd, London*.
- Bergeret, A., & Krawcak, P. 2006. Liaison renfort/matrice : Définition et caractérisation. *Plastiques et Composites, Techniques de l'ingénieur*.
- Bernd, E., Geuer, M., & Wulfhorst, B. 2000. Three dimensional Textile Structures for the Manufacturing of Technical Textiles. *Technische Textilien*, **44**.
- Berthelot, J.M. 2005. *Matériaux composites : Comportement mécanique et analyse des structures*. Edition MASSON, ISBN 2-7430-0771-0.
- Bertrand, S., Paillet, R., & Lamon, J. 2001. SiC/SiC minicomposites with nanoscale multilayered fibre coatings. *Composites Science and technology*, **61**, 363–367.
- Beyerlein, I.J., & Phoenix, S.L. 1997. Stress profiles and energy release rates around fiber breaks in a lamina with propagating zone of matrix yielding and debonding. *Composites Sciences and technology*, **57**, 869–885.

- Bigaud, D. 2002. Modèles d'interaction des procédés de mise en œuvre sur les propriétés de matériaux et de structures renforcés de composites textiles. *HDR, Université Claude Bernard Lyon 1*.
- Bijen, J. 1983. Durability of some glass fiber reinforced cement composites. *ACI Journal*.
- Bikerman, J. 1961. The science of adhesive joints. *Academic Press, New York*.
- Boelher, J.P., & Aoufi, L. 1990. Le problème de la réalisation correcte des essais hors axes. *Journées AMAC : Comportement des composites à renfort tissus*, 83–100.
- Boelher, J.P., & Raclin, J. 1985. Failure criteria for glass fiber reinforced composite under confining pressure. *Journal of Structural Mechanics*, **13**, 371–393.
- Bolster, E. De. 2007. *Conceptual design methodology for modular lightweight structures in cement matrix composites*. Ph.D. thesis, Faculteit Ingenieurswetenschappen, Vrije Universiteit Brussel, Belgium.
- Bouchet, J. 2000. *Influence des propriétés d'interphase sur les comportements d'éléments structuraux de multi-matériaux carbon-époxy/aluminium : cas des absorbeurs d'énergie*. Ph.D. thesis, Université Claude Bernard Lyon 1.
- Bouhrara, D. 1993. *Comportement mécanique en rigidité et à rupture d'un matériau composite fibres-ciment*. Ph.D. thesis, Université Claude Bernard Lyon 1.
- Bouix, J., Berthet, M.P., Bosselet, F., Favre, R., Peronnet, M., Rapaud, O., Viala, J.C., Vincent, C., & Vincent, H. 2001. Physico-chemistry of interfaces in organic-matrix. *Composites Science and Technology*, **61**, 355–362.
- Brameshuber, W., & Banholzer, B. 2003. Bond characteristics of filaments embedded in fine concrete. *Pages 63–67 of : Textile Reinforced Structures, Proceedings of the 2nd colloquium on Textile Reinforced Structures (CTRS2)*.
- Brameshuber, W., & Brockmann, W. 2001. Development and optimization of cementitious matrices for Textile Reinforced Elements. *Pages 237–249 of : Proceeding of the 12th International Congress of the International Glassfibre Reinforced Concrete Association*.
- Brandt, A.M., & Glinicki, M.A. 1991. Flexural behaviour of concrete element reinforced with carbon fibres. *Pre-proceedings International Workshop on High Performance Fiber Reinforced Cement Concrete, Germany*.

- Brandt, A.M., & Marshall, I.H. 1986. Brittle matrix composites 1. *Elsevier Science, London*.
- Broughton, W.R., Kumosa, M., & Hull, D. 1990. Analysis of the Iosipescu shear test as applied to unidirectional carbon-fibre reinforced composites. *Composites Science and Technology*, **38**, 299–325.
- Budiansky, B., & Fleck, N.A. 1983. Micromechanics. *Computers and Structures*, **16**, 3–12.
- Budiansky, B., & Fleck, N.A. 1993. Compressive failure of fiber composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **41**, 183–211.
- Buryan, O.K., & Novikov, V.U. 2002. Modelling of the interphase of polymer-matrix composites : Determination of its structure and mechanicals properties. *Mechanics of Composite Materials*, **38**, 187–198.
- Carbajal, N., & Mujika, F. 2009a. Determination of compressive strength of unidirectional composites by three-point bending tests. *Polymer Testing*, Article in press.
- Carbajal, N., & Mujika, F. 2009b. Determination of longitudinal compressive strength of long fiber composites by three-point bending of [0m/90n/0p] cross-ply laminated strips. *Polymer Testing*, Article in press.
- Cau, C., Courtois, S., Peysson, S., Ambroise, J., & Péra, J. 2009. Calcium sulfoaluminate cement blended with OPC : A potential binder to encapsulate low-level radioactive slurries of complex chemistry. *Cement and Concrete Research*, **39**, 740–747.
- Chandra, R., Singh, S.P., & Gupta, K. 2003. A study of damping in fiber-reinforced composites. *Journal of Sound and Vibration*, **262**, 475–496.
- Chawla, K.K. 1993. *Ceramic matrix composites*. Chapman and Hall.
- Chen, J.F., & Teng, J.G. 2003. Shear capacity of FRP strengthened RC beam. FRP debonding. *Construction and Building Materials*, **17**, 27–41.
- Cherubin-Grillo, D. 2001. *Caractérisation et modélisation du comportement mécanique d'une plaque ondulée en composites ciment/verre*. Ph.D. thesis, Université Blaise Pascal - Clermont II.
- Chevalier, Y. 1991. Critères de rupture : Approche macroscopique. *Techniques de l'ingénieur. Plastiques et composites ISSN 1762-8776*, **noA7755**, A7755.1–A7755.16.
- Chiang, Y.C. 2001. On fiber debonding and matrix cracking in fiber-reinforced ceramics. *Composites Science and Technology*, **61**, 1743–1756.
- Chiao, C.C., Moore, T.T., & Chiao, T.T. 1977. Measurement of shear properties of fibre composites. *Composites (GB)*, **8**, 161–169.

- Christensen, R.M. 1968. *Mechanics of Composite Materials*. John Wiley and Sons Editions.
- Contamine, R., Larbi, A. Si, Ferrier, E., & Hamelin, P. 2009. Experimental comparison of shear beam behavior strengthened with cement matrix composites and CFRP sheets. *9th International Symposium on Fiber Reinforced Polymer Reinforcement for Concrete Structures (FRPRCS-9), Sydney, Australia*.
- Cox, B.N., & Dadkhah, M.S. 1995. The macroscopic elasticity of 3D woven composites. *Journal of Composite Materials*, **29**, 785–819.
- Cox, H.L. 1952. The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. *British Journal of Applied Science*, **3**, 72–79.
- Creasy, T.S., & Tyson, W.R. 1965. Tensile properties of fibre – reinforced metals : copper/tungsten and copper/molybdenum. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **13**, 329–350.
- Curtin, W.A. 1999. Stochastic damage evolution and failure in Fibre Reinforced Composites. *Advances in Applied Mechanics*, **36**, 163–253.
- Curtin, W.A., Ahn, B.K., & Takeda, N. 1998. Modeling brittle and tough stress – strain behavior in unidirectional ceramic matrix composites. *Acta Materiala*, **46**, 3409–3420.
- Cuypers, H. 2002. *Analysis and design of sandwich panels with brittle matrix composite faces for building applications*. Ph.D. thesis, Vrije Universiteit Brussel, Belgium.
- Cuypers, H., & Wastiels, J. 2005. Stochastic matrix-cracking model for textile reinforced cementitious composites under tensile loading. *Materials and Structures*, **39**, 777–786.
- Cuypers, H., itterbeeck, P. Van, Bolster, E. De, & Wastiels, J. 2005. Durability of cementitious composites. *Third International Conference "Composites in Construction 2005", Lyon, France*, 1205–1212.
- Cuypers, H., itterbeeck, P. Van, Bolster, E. De, & Wastiels, J. 2006a. Damage accumulation in textile reinforced cementitious composite under repeated loading. *Proc of 12th European Conference on Composite Material (ECCM 12), France*.
- Cuypers, H., Wastiels, J., Itterbeeck, P. Van, Bolster, E. De, Orłowsky, J., & Raupach, M. 2006b. Durability of glass fibre reinforced composites experimental methods and results. *Composites Part A*, **37**, 207–215.
- Dadras, P., & Dowell, J.S. Mc. 1990. Analytical and experimental evaluation of double-notch shear specimens of orthotropic materials. *Experimental Mechanics*, 184–189.

- Debicki, G. 1987. *Caractérisation mécanique des matériaux composites et application à l'étude de structures de révolution*. Ph.D. thesis, INSA de Lyon.
- Degallaix, S., & Ilschnier, B. 2007. *Caractérisation expérimentale des matériaux : propriétés physiques, thermiques et mécaniques*. Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, ISBN 2-88074-567-7.
- Devaux, H., Casari, P., Choqueuse, D., & Davies, P. 2005. Comportement en compression et dimensionnement de composites à fibres très hauts modules pour mâts de voiliers de compétition. *Comptes-rendus des Journées Nationales sur les Composites, JNC14*, **3**, 975–984.
- Dhakate, S.R., & Bahl, O.P. 2003. Effect of carbon fibre surface functional groups on the mechanical properties of carbon-carbon composites with HTT. *Carbon*, **41**, 1193–1203.
- Drapier, S., Grandidier, J.C., & Potier-Ferry, M. 1999. Towards a numerical model of the compressive strength for long fibre composites. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, **18**, 69–92.
- du Setra, . Enquête. 1999. Ouvrages d'art réhabilitation : un diagnostic plus sévère que prévu. *Le Moniteur*.
- Dumont, M. 1996. Wollastonite. *Secteur des minéraux et des métaux de ressources naturelles Canada*.
- El-Tateb, N.S.M. 2009. Development and characterisation of low-cost polymeric composite materials. *Materials and Design*, **30**, 1151 – 1160.
- Eligehausen, R., Popov, E.P., & Bertero, V.V. 1983. *Local bond stress-slip relationships of deformed bars under generalized excitations*. Tech. rept. Report UCB/EERC-83/23, Berkeley : EERC, University of California.
- Faignet, S. 1995. *Mineral polymer toolong system for making prototype fibre reinforced composite parts*. Ph.D. thesis, Vrije Universiteit Brussel.
- Fang, N.J.J., & Chou, T.W. 1993. Characterization of interlaminar shear strength of ceramic matrix composites. *Journal of the American Ceramic Society*, **76**, 2539.
- Ferent, B. 1991. *Mise au point d'un essai de torsion pour la caractérisation du comportement en cisaillement de composites inidirectionnels à matrice organique*. Ph.D. thesis, Université Claude Bernard Lyon 1.
- Fischer, G., & Li, V.C. 2006. Effect of fiber reinforcement on the response of structural members. *Engineering fracture Mechanics*, **74**, 258–272.
- Francois-Brazier, J. 1991. *Caractérisation de la tolérance à l'endommagement et de la durabilité des composites ciment-verre par des essais de flexion*

- avec des cycles de chargement - déchargement.* Ph.D. thesis, Université Claude Bernard Lyon 1.
- Frey, F. 1994. *Analyse des structures et milieux continus.* Vol. 2. Traité de Génie Civil de l'Ecole polytechniques fédérale de Lausanne.
- Gardin, C., Grandidier, J.C., & Potier-Ferry, M. 2002. Homogenized models for the modelling of instability in long fibre media, *Revue de Mécanique Appliquée et Theorique. Journal of Applied Mechanics*, **1**, 171–203.
- Gay, D. 1997. *Matériaux composites, 4ième édition revue et augmentée.* Edition HERMES, Paris, ISBN 2-86601-586-X.
- Giannopoulos, G., Vantomme, J., Wastiels, J., & Taerwe, L. 2003. Numerical analysis and experimental validation for static loads of a composite bridge structure. *Composites Structures*, **62**, 235–243.
- Glinicki, M.A., Vautrin, A., Soukatchoff, P., & Francois-Brazier, J. 1994. Plate impact testing method for GRC composites. *Cement and Concrete Composites*, **16**, 241–251.
- Grandhaie, F. 1993. *Le béton de fibres métalliques amorphes comme nouveau matériau de réparation.* Ph.D. thesis, Université Paul Sabatier de Toulouse.
- Grandidier, J.C., & Casari, P. 2009. Critère de rupture en compression dans le sens des fibres du pli unidirectionnel intégrant l'effet de structure. *Comptes-rendus des Journées Nationales sur les Composites, JNC16, Toulouse 2009.*
- Grandidier, J.C., Ferron, G., & Potier-Ferry, M. 1992. Microbuckling and strength in long-fiber composites : theory and experiments. *International Journal of Solids and Structures*, **29**, 1753–1761.
- Green, M., Oaklet, D., & Proctor, B. 1978. Tensile testing of glass reinforced cement sheet. *Proceeding of the RILEM symposium 1978 on Testing and Test Methods of Fibre Cement Composites*, **7.1**, 377–387.
- Guinness, G.B. Mc, & O'Bradaigh, C.M. 1997. Development of rheological model for forming flow and picture-frame shear testing of fabric reinforced thermoplastic sheets. *Journal of Non-Newtonian fluid Mechanics*, **73**, 1–28.
- Hamelin, P. 1974. *Stratifié résine-verre : caractérisation mécanique du matériau et application à un prototype d'ouvrage du génie civil.* Ph.D. thesis, INSA de Lyon.
- Hamelin, P. 2002. Renforcement des ouvrages d'art par matériaux composites. *Technique de l'Ingénieur AM 5 615.*

- Hamelin, P. 2007. Etat de l'art sur l'utilisation des matériaux composites en génie civil et bilan des principaux freins à leur développement. *16ème Conférence Technique du Chapter Français – SAMPE, Toulon, France.*
- Hamelin, P. 2009. State of the art and scientific problems for the development of high performance composite in construction. *2nd International Conference on Carbon Composites, Arcachon, France.*
- Hashem, Z.A., & Yuan, R.L. 2000. Experimental and analytical investigations on short GFRP composite compression members. *Composites : Part B*, **31**, 611–618.
- Hashin, Z. 1965. On elastic behaviour of fibre reinforced materials of arbitrary transverse plane geometry. *Journal of the Mechanics and Physics Solids*, **13**, 119–134.
- Hedgepeth, J.M. 1961. Stress Concentrations in Filamentary Structures. *National Aeronautics and Space Administration.*
- Hegger, J., & Voss, S. 2008. Investigations on the bearing behaviour and application potential of textile reinforced concrete. *Journal of Engineering Structures*, **30**, 2050–2056.
- Hegger, J., Bruckermann, O., Voss, S., Brameshuber, W., & Brockmann, T. 2003. Decentralized wastewater treatment plants made of textile reinforced concrete. *Tagungsband zum Tech-Textil Symposium, Frankfurt.*
- Hegger, J., Doinghaus, P., & Will, N. 2004. Textile reinforced concrete – Load bearing behaviour and Bond properties. *Sachstandbericht zum Einsatz von Textilien im Massivbau, Deutscher Ausschuss für Stahlbeton (DAfStb)*, **Heft 488**, 81–90.
- Hegger, J., Voww, S., & Bruckermann, O. 2005. AR-Glass and Carbon Fibers for Textile Reinforced Concrete – A comparison of Efficiency. *Spring 2005 – Concrete Soars, Spans and Supports, ACI Convention, New York.*
- Hegger, J., Will, N., Bruckermann, O., & Voss, S. 2006. Load-bearing behaviour and simulation of textile reinforced concrete. *Materials and structures*, **39**, 765–776.
- Hegger, J., Will, N., & Ruberg, K. 2007. Textile reinforced concrete : A new composite material. *Advances in Construction Materials, Springer Berlin Heidelberg, ISBN 978-3-540-72447-6.*
- Hibbert, A.P., & Hannant, D.J. 1982. Toughness of fibre reinforced composites. *Composites*, **13**, 105–111.
- Hill, R. 1964. Theory of mechanical properties of fibre-strengthened materials : I. Elastic behavior. *Journal of the Mechanics and Physics Solids*, **12**, 199–212.

- Hinoki, T., Zhang, W., Kohyama, A., Sato, S., & Noda, T. 1998. Effect of fiber coating on interfacial shear strength of SiC/SiC by nano-indentation technique. *Journal of Nuclear Materials*, **258-263**, 1567–1571.
- Hinz, S., Omoori, T., Hojo, M., & Schulte, K. 2009. Damage characterisation of fibre metal laminates under interlaminar shear load. *Composites : Part A*, **40**, 925–931.
- Hlapin, J.C., & Tsai, S.W. 1964. *Environmental factors in composite materials design*. Tech. rept. Air Force Mat. Lab. Tech. Report, AFML-TR-64-423.
- Hoffman, O. 1967. The brittle strength of orthotropic materials. *Journal of Composite Material*, **1**, 200–206.
- Houget, V. 1992. *Etude des caractéristiques mécaniques et physico-chimiques des composites ciments-fibres organiques*. Ph.D. thesis, Institut national des sciences appliquées de Lyon.
- Häußler-Combe, U., & Hartig, J. 2007. Bond and failure mechanisms of textile reinforced concrete (TRC) under uniaxial tensile loading. *Cement & Concrete Composites*, **39**, 279–289.
- Ibrahim, M.H. 1997. *Elaboration de matériaux composites modèles unifilairementaires à fibres longues SiC et matrice silice sol-gel et caractérisation micromécanique de l'interface*. Ph.D. thesis, PhD-thesis, Ecole Doctorale Matériaux de Lyon.
- IREX. 2005. Proposition d'étude de faisabilité d'un projet national de recherche et développement sur les matériaux composites en Génie Civil. *Projet COMAC (2005), piloté par l'IREX*.
- Jacques, S., Guette, A., Langlais, F., Naislain, R., & Goujard, S. 1996. Preparation and characterization of 2D SiC/SiC composites with composition -graded C(B) interphase. *Journal of European Ceramic Society*, **17**, 1083–1092.
- James, O. 2009. Construire avec les composites. *Usinenouvelle.com*.
- Jesse, F. 2004. *Tragverhalten von Filamentgarnen in Zementgebundener Matrix*. Ph.D. thesis, Faculty of Civil Engineering, Technische Universität Dresden.
- Jesse, F. 2005. *Load bearing behaviour of filament yarns embedded in cementitious matrix*. Ph.D. thesis, Faculty of Civil Engineering, Dresden.
- Jesse, F., Will, N., Curbach, M., & Hegger, J. 2004. Load bearing behaviour of textile reinforced concrete. *A. Dubey, Ed. : Textile Reinforced Concrete, ACI Special Publication (SP)*.

- Jiang, X.X., Brydson, R., Appleyard, S.P., & Rand, B. 1999. Characterization of the fibre-matrix interfacial structure in carbon fibre-reinforced polycarbosilane-derived SiC matrix composites using STEM/EELS. *Journal of Microscopy*, **196**, 203–212.
- Jiménez-Piqué, E., Dominguez-Rodriguez, A., Martínez-Fernández, J., Lara-Curzio, E., & Singh, M. 2000. Microstructure and mechanical properties of superplastically joined yttria-partially-stabilized zirconia (Y-PSZ) ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*, **20**, 147–151.
- John, N. St., & Brown, J. 1998. Flexural and interlaminar shear properties of glass-reinforced phenolic composites. *Composites Part A*, **29A**.
- Johnston, C.D. 1982. ASTM C 1018. Definition and measurement of flexural toughness parameters for fibre reinforced concrete. *Cement Concrete and Aggregates*, **211**, 15–24.
- Johnston, C.D., & Gray, R. 1978. Uniaxial testing of steel fibre reinforced cementitious composites. *Proceeding of the RILEM Symposium 1978 on Testing Methods of Fibre Cement Composites*, **1.2**, 23–34.
- Jones, R.M. 1976. Apparent flexural modulus and strength of multimodulus material. *Journal Composite Material*, **10**, 342–354.
- Kaflou, A. 2006. *Etude des interphases et des interfaces de composites fibres-matrice céramique*. Ph.D. thesis, INSA de Lyon.
- Kakemi, M., Hannant, D.J., & Mulheron, M. 1996. Techniques for determining some microstructural parameters in glass reinforced cement. *Magazine of Concrete Research*, **48**, 229–238.
- Khalifa, A. 1998. Contribution of externally bonded FRP to shear capacity of flexural members. *Journal of Composites for Construction*, **2**, 195–202.
- Kim, S.J., & Chang, S.H. 2006. The relation between compressive strength of the carbon/epoxy fabrics and micro-tow geometry with various bias angles. *Composite Structures*, **75**, 400–407.
- Kleineberg, M., Herbeck, L., & Brosinger, A. 2004. CFRP APU INTAKE DUCT for MEGALINER. *SAMPLE Europe Conference and Exhibition*.
- Koeckritz, U., Offermann, P., Jesse, F., & Curbach, M. 2005. Influence of Textile Manufacturing Technology on Load Bearing Behaviour of Textile Reinforced Concrete. *In : Proceedings of the 13th International Techtextil-Symposium*.
- Konrad, M., & Chudoba, R. 2004. The influence of disorder in multi-filament yarns on the bond performance in textile reinforced concrete. *Acta polytechnica*, **44**, 186–193.

- Konrad, M., Jerabek, J., Vorechovsky, M., & Chudoba, R. 2006. Evaluation of mean performance of cracks bridged by multi-filament yarns. *Meschke, de Borst, Mang and Bičaničeditors, EURO-C 2006 Computational Modelling of Concrete Structures, held in Mayrhoden, Austria*, 873–880.
- Krenhel, H. 1964. Fibre reinforcement. *Akademisk Forlag, Copenhagen*.
- Krüger, M. 2004. *Prestressed textile reinforced concrete*. Ph.D. thesis, University of Stuttgart.
- Krüger, M., Ozbolt, J., & Reinhardt, H.W. 2002. A discrete bond model for 3D analysis of textile reinforced and prestressed concrete elements. *Otto-Graf-Journal*, **13**, 111–128.
- Lara-Curzio, E., & Ferber, M.K. 1997. Shear strength of continuous fiber reinforced ceramic composites. *Thermal and mechanical test methods and behavior of continuous fiber ceramic composites, ASTM STP 1309, American Society for Testing and Materials*.
- Lara-Curzio, E., & Jenkins, M.G. 1999. Development of test standards for continuous fiber ceramic composites in the United States. *Composites : Part A*, **30**, 561–567.
- Law, V. 1971. The efficiency of fibrous reinforcement of brittle matrices. *Journal of Physics D : Applied Physics*, **4**, 1737–1746.
- Li, M., Matsuyama, R., & Sakai, M. 1999. Interlaminar shear strength of C/C-composites : the dependence on test methods. *Carbon*, **37**, 1749–1757.
- Li, V.C. 1992. Postcrack scaling relation for fibre reinforced cementitious composites. *Journal of Materials in Civil Engineering*, **4**, 41–57.
- Liu, D., Fleck, N.A., & Sutcliffe, M.P.F. 2004. Compressive strength of fibre composites with random fibre waviness. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **52**, 1481–1505.
- Lowes, L.N., Moehle, J.P., & Govindje, S.A. 2002. A concrete-steel bond model for use in finite element modelling of reinforced concrete structures. *Finite Element analysis of Reinforced Concrete Structures, ACI Special Publication SP205*, 251–272.
- Lucas, T. 2005. Les composites s’immiscent dans le B-TP. *usinouvelle.com*.
- Luycker, E. De. 2009. *Simulation et expérimentation en mise en forme de renforts composites 3D interlocks*. Ph.D. thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon.
- Luyckx, J. 1999. Composites à fibres de carbone dans le Génie Civil. *Technique de l’Ingénieur AM 5 620*.
- Malvar, L.J. 1992. Bond reinforcement under controlled confinement. *ACI Journal Materials*, **89**, 711–721.

- Manera, M. 1977. Elastic properties of randomly oriented short fibre-glass composites. *Journal of Composite Materials*, **11**, 235–247.
- Mansur, M., & Aziz, M. 1982. A study of jute fibre reinforced cement composites. *the International Journal of Cement Composite and Lightweight Concrete*, **4**, 75–82.
- Markham, M.F., & Dawson, D. 1975. Interlaminar shear strength of fiber-reinforced composites. *Composites*, **6**, 173.
- Mashima, M., Hannant, D.J., & Keer, J.G. 1990. Tensile properties of Polypropylene Reinforced-Cement with Different Fiber Orientations. *ACI Journal*, **87**, 172–178.
- Matray, P. 1990. *Contribution à l'étude des ciments magnésiens et à leur valorisation comme matrice de matériaux composites renforcés par fibres de verre*. Ph.D. thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, INSA Lyon.
- Matray, P., & Hamelin, P. 1991a. Etude de l'influence du rapport MgO/Sol sur les propriétés des liants magnésiens. *Materials and Structures, RILEM publications*, **24**, 106–114.
- Matray, P., & Hamelin, P. 1991b. Mise en évidence du rôle fluidifiant du triaminopropyltrithoxysilane sur les mortiers de ciments magnésiens. *Materials and Structures, RILEM publications*, **25**, 34–41.
- Matthews, F.L., & Rawlings, R.D. 1994. *Composite Materials : Engineering and Science*. Chapman and Hall.
- Mobasher, B., Pahilajani, J., & Peled, A. 2005. Analytical simulation of tensile response of fabric reinforced cement based composites. *Cement and Concrete Composites*, **28**, 77–89.
- Mohamadou, B. 1994. *Contribution à la caractérisation mécaniques de composites à base de ciment renforcé par fibre de verre*. Ph.D. thesis, Université Claude Bernard Lyon I.
- Molter, M. 2001. Bruchtragverhalten textilbewehrter Biegekörper (Load bearing capacity and serviceability of textile reinforced bending beams). *Pages 205–219 of : Proceeding of First Colloquium on Special Research Areas 528 and 532*.
- Molter, M. 2005. *Load bearing behaviour of Textile Reinforced Concrete*. Ph.D. thesis, RWTH Aachen University.
- Moussole, A.D. Ngolle IV. 1997. *Modélisation du comportement mécanique des composites ciment – fibres en tenant compte de la microstructure*. Ph.D. thesis, INSA de Lyon.

- Mujika, F. 2006. On the difference between flexural moduli obtained by three-point and four-point bending tests. *Polymer Testing*, **25**, 214–220.
- Mujika, F., Carbajal, N., Arrese, A., & Mondragon, I. 2006. Determination of tensile and compressive moduli by flexural tests. *Polymer Testing*, **25**, 766–771.
- Naaman, A.E. 1972. *A statistical theory of strength for fiber reinforced concrete*. Ph.D. thesis, Massachusetts Institut of Technology, Civil Engineering Department in partial fulfillment for the degree of doctor of philisophy.
- Naaman, A.E. 1995. High performance fiber reinforced cement composites. *Proceedings, edited by Naaman and Reinhardt*, **2**.
- Naaman, A.E. 2008. High performance fiber reinforced cement composites. *High Performance Construction Materials : Science and Applications*, **1**, 91–153.
- Naaman, A.E., Otter, D., & Najm, H. 1992. Elastic modulus of SIFCON in tension and compression. *ACI Material Journal*, **89**, 517–520.
- Nie, J., Xu, Y., Zhang, L., Yin, X., Cheng, L., & Ma, J. 2008. Effect of stitch spacing on mechanical properties of carbon/silicon carbide composites. *Composites Science and Technology*, **68**, 2425–2432.
- Nielsen, H.G., & Chen, E.L. 1969. Young's modulus of composites filled with randomly oriented short fibers. *Journal of Materials*, **3**, 352–358.
- Nodal, Consultants. 2002. L'industrie francaise des matériaux composites. *Etude stratégique réalisée pour le compte de la DiGITIP/SIM*.
- Ochola, R.O., Marcus, K., Nurick, G.N., & Franz, T. 2004. Mechanical behaviour of glass and carbon fibre reinforced composites at varying strain rates. *Composite Structures*, **63**, 455–467.
- Ohigashi, T. 1984. Fracture energy of glass fibre reinforced cement coposites : method of determination. *Cement and Concrete Research*, **14**, 349–359.
- Ohno, S., & Hannant, D.J. 1994. Modelling the stress-strain Response of Continuous Fibre Reinforced Cement Composites. *ACI Materials Journal*, **91**, 306–312.
- Oriol, M. 1995. *Etude de la réaction pouzzolanique ciment-métakaolin par traitement micro-ondes. Application à l'élaboration de composites ciment-fibres*. Ph.D. thesis.
- Orlowsky, J., Raupach, M., Cuyppers, H., & Wastiels, J. 2005. Durability modeling of glass fiber reinforcement in cementitious environment. *Materials and Structures*, **38**.

- Ota, T., Shindo, A., & Fukuoka, H. 1959. A consideration on anisotropic yield criterion. *In : Proceeding of the 9th Japan National congress for applied mechanics.*
- Ozbolt, J., Li, Y., & Kozar, I. 2001. Microplane model for concrete with relaxed kinematic constraint. *Journal of Solids and Structures*, **38**, 2683–2711.
- Ozbolt, J., Lettow, S., & Kozar, I. 2002. Discrete bond element for 3D FE analysis of reinforced concrete structures. *Beiträge aus der Befestigungstechnik und dem Stahlbetonbau, Stuttgart*, 239–258.
- Paillère, A.M., Serrano, J.L., Aguiar, J.L., & Lamouri, R. 1986. Influence de la nature et de la granularité de la charge sur l'adhérence des résines époxydes au béton durci sec et humide. *Colloque RILEM, Adhésion between polymers and concrete - Bonding, protection, repair, Aix-en-Provence*, 484–502.
- Paolinelis, S.G., Paipetis, S.A., & Thecaris, P.S. 1979. Three-point bending at large deflections of beams with different moduli of elasticity in tension and compression. *Journal of Testing and Evaluation*, **7**, 177–182.
- Paroissien, E. 2006. *Contribution aux assemblages hybrides (boulonnés/collé) - Application aux jonctions aéronautiques.* Ph.D. thesis, Université de Toulouse III - Paul Sabatier.
- Peled, A., & Bentur, A. 2000. geometrical characteristics and efficiency of textile fabrics for reinforced cement composites. *Cement and Concrete Research*, **30**, 781–790.
- Peled, A., & Bentur, A. 2003. Fabric structure and its reinforcing efficiency in textile reinforced cement composites. *Composites : part A*, **34**, 107–118.
- Peled, A., & Mobasher, B. 2005. Pultruded Fabric-cement Composites. *ACI Journal Materials*, **102**, 15–23.
- Peled, A., & Mobasher, B. 2006. Properties of fibric cement composites made by pultrusion. *Materials and Structures*, **39**, 787–797.
- Peled, A., Bentur, A., & Yankelevsky, P. 1997. Enhanced bending of low modulus polymer fibers – cement matrix by means of crimped geometry. *National Building Research Institute, Technion – Israel Institute of Technology, Haifa, Israel.*
- Peled, A., Bentur, A., & Yankelevsky, P. 1998. Effects of woven fabric geometry on the bonding performance of cementitious composites. *Advanced Cement Based Materials*, **7**, 20–27.
- Peled, A., Mobasher, B., & Sueki, S. 2004. Technology methods in textile cement-based composites. *Concrete Science and Engineering, RILEM Proceedings PRO 36, A Tribute to Arnon Bentur,*, 187–202.

- Peled, A., Sueki, S., & Mobasher, B. 2006. Bonding in fabric-cement systems : Effects of fabrication methods. *Cement and Concrete research*, **36**, 1661–1671.
- Peled, A., Cohen, Z., Pesder, Y., Roye, A., & Gries, T. 2008. Influence of textile characteristics on the tensile properties of warp knitted cement based composites. *Concrete and Cement Composites*, **30**, 174–183.
- Phang, C., Vong, T.S., & Verchery, G. 1978. Etudes des tests de cisaillement d'un matériau composite à renfort unidirectionnel. *Comptes-rendus des premières Journées nationales sur les Composites, JNC1*.
- Pierron, F. 1994. *L'essai de cisaillement plan Iosipescu : modélisation et méthodologie expérimentale pour les composites*. Ph.D. thesis, Université Claude Bernad Lyon 1.
- Péra, J., & Ambroise, J. 2004. New applications of Calcium Sulfoaluminate cement. *Cement and Concrete Research*, **34**, 671–676.
- Preveraud, J.F. 2009. *JEC Composites Show*. Mars 2009, Paris.
- Proctor, B.A. 1990. A review of the theory of GRC. *Cement & Concrete Composites*, **12**, 53–61.
- Promis, G., Gabor, A., & Hamelin, P. 2009a. Comportement de poutres renforcées par composites à matrice minérale. *Official International Conference of International Institute of FRP in Construction for Asian-Pacific Region, APFIS, Séoul, Corée*.
- Promis, G., Ferrier, E., & Hamelin, P. 2009b. Effect of external FRP retrofitting on reinforced concrete short columns for seismic strengthening. *Composite Structures*, **88**, 367 – 379.
- Promis, G., Gabor, A., & Hamelin, P. 2009c. Investigation of pultruded fibre reinforced mineral polymer based composite structural elements and confined by 3D weaving technology for structural applications. *Comptes-Rendus des JNC 16, Toulouse 2009*.
- Puck, A. 1976. Grundlagen der Spannungs und Verformungs Analyse. *Dipl. Ing. Kunststoffe, bd 57, Heft 4*.
- Richter, M. 2005. Entwicklung mechanischer Modelle zur analytischen Beschreibung der Materialeigenschaften von Textilbewehrtem Feinbeton. *Technische universität Dresden, Diss.*
- Roover, C. De, Vantomme, J., Wastiels, J., Croes, K., Cuypers, H., Taerwe, L., & Blontrock, H. 2002. Modelling of an IPC-concrete modular pedestrian bridge. *Computers and Structures*, **80**, 2133–2144.
- Roover, C. De, Vantomme, J., Wastiels, J., Croes, K., Taerwe, L., & Blontrock, H. 2003. Modular pedestrian bridge with concrete deck and IPC truss grider. *Engineering Structures*, **25**, 449–459.

- Rosen, B.W. 1964. Mechanics of composite Strengthening. Fibre Composite Materials. *American Society of Metals, Seminar, Metal Parks*.
- Roudet, F., & Degallaix, S. 1999. Effet du matage en fatigue par flexion trois points avec cisaillement prépondérant dans un V/E-UD. *C. R. Académie des Sciences de Paris, T. 327, Série II*, 1363–1369.
- Sakai, M., Matsuyama, R., & Miyajima, T. 2000. The pull-out and failure of a fiber bundle in a carbon fiber reinforced carbon matrix composite. *Carbon*, **38**, 2123–2131.
- Sanadi, A.R., & Piggot, M.R. 1985. Interfacial effects in carbon epoxies, Part I and II : Strength and modulus of composites with short aligned fibres. *Journal of Materials Sciences*, **20**, 4221–4370.
- Schaffers, W.J. 1997. Bucking in fiber reinforced elastomer. *Textile Research Journal*, 502–512.
- Schorn, H. 2003. A bond model for glassfiber-reinforcements in concrete. *Bautechnik*, **80**, 174–180.
- Sejnoha, M., & Zeman, J. 2002. Micromechanical Analysis of Random Composites. *CTU Reports, Vol. 6, Czech Technical University, Prague*.
- Shah, S.P., & Rangen, B.V. 1971. Fiber reinforced concrete properties. *ACI Journal*, **68**, 126–135.
- Shokrieh, M.M., & Lessard, L.B. 1998. An Assessment of the Double-Notch Shear Test for Interlaminar Shear Characterization of a Unidirectional Graphite/Epoxy under Static and Fatigue Loading. *Applied Composite Materials*, **5**, 289–304.
- Shokrieh, M.M., Eilers, O.P., Kotsiopriftis, P., & Lessard, L.B. 1995. Determination of interlaminar shear strength of graphite/epoxy composite materials in static and fatigue loading. *Proceeding of ICCM-10, Whistler, B.C., Canada*.
- Singh, A., & Majumdar, J. 1985. The effect of fibre length and content on the durability of glass reinforced cement - ten years results. *Journal of Materials Science*, **4**, 967–971.
- Sugitama, F., Ogawa, K., & Nishida, T. 1999. Evaluation of the shear strength of advanced ceramic composite materials. *International Journal of Materials and Product Technology*, **14**, 272.
- Sun, C.T., & Chung, I. 1993. An oblique end-tab design for testing off-axis composite specimens. *Composites (GB)*, **24**, 619–623.
- Swanson, S.R. 1992. A micro-mechanics model for in-situ compression strength of fiber composite laminates. *ASME Journal of Engineering Materials and Technology*, **114**, 8–12.

- Swanson, S.R., Messick, M., & Toombes, G.R. 1985. Comparaison of torsion tube and Iosipescu in-plane test results for a carbon fibre-reinforced epoxy composite. *Composites (GB)*, **16**, 220–224.
- Swamy, R.N., & Mangat, P.S. 1974. A theory of flexural strength of steel-fibre reinforced composite. *Cement and Concrete Research*, **4**, 313–320.
- Tanabe, Y., Ishiguro, Y., & Yasuda, E. 2003. In situ speckle observation of Tyrano/BMAS composites in shear strength measurements. *Composites : Part B*, **34**, 399–403.
- Tangolu, M., Ziaee, Z., Night, S.H. Mc, Palmese, G.R., & Gillespie, J.W. 2001. Investigation of properties of fiber/matrix interphase formed due to the glass fiber sizing. *Journal of Material Science*, **36**, 3041–3053.
- T'Hart, W.J.G., Aoki, R., Bookholt, H., and I. Krober, P.T. Curtis, Marks, N., & Sigety, P. 1991. Garter compression behaviour of advanced CFRP. *AGARD Report 785. The Utilisation of Advanced Composites in Military Aircraft. 73rd Meeting of the AGRAD Structure and Materials Panel held in San Diego.*
- Tjiptobroto, P., & Hansen, W. 1993a. Model for predicting the elastic strain of fiber reinforced composites containing high volume fractions of discontinuous fibres. *ACI Material Journal*, **90**, 134–142.
- Tjiptobroto, P., & Hansen, W. 1993b. Tensile strain hardening and multiple cracking, in high performance cement based composites. *ACI Material Journal*, **90**, 315–327.
- Triantafyllou, T.C., & Papanicolaou, C.G. 2006. Shear strengthening of reinforced concrete members with textile reinforced mortar (TRM) jackets. *Materials and Structures*, **39**, 93–103.
- Triconnet, K. 2007. *Identification des propriétés mécaniques à partir de mesures de champs dans un matériau multi-phases.* Ph.D. thesis, Ecole National Supérieure d'Arts et Métiers.
- True, G. 1986. GRC production and uses. *Palladian Publication Ltd, Printed by Thanest Press*, 73–74.
- Tsirlin, A.M., Shcherbakova, G.I., Florina, E.K., Popova, N.A., Gubin, S.P., Moroz, E.M., Riedel, R., Kroke, E., & Steen, M. 2002. Nano-structured metal-containing polymer precursor for high temperature non-oxide ceramics and ceramic fibers-synthesis. Pyrolyses and Properties. *Journal of Europeans ceramics society*, **22**, 2577–2585.
- Unal, O., & Bansal, N. P. 2002. In-plane and interlaminar shear strength of a unidirectional Hi-Nicalon fiber-reinforced celsian matrix composite. *Ceramics International*, **28**, 527–540.

- Vicens, J., Farizy, G., & Chermant, J.L. 2003. Microstructures of ceramic composites with glass-ceramic matrices reinforced by SiC-based fibres. *Aerospace Science and Technology*, **7**, 135–146.
- Vittecoq, E. 2004. Du crash-test aux essais mono-filamentaire, quelques apports dans le domaine de la caractérisation expérimentale du comportement de matériaux et de structure. *Habilitation à Diriger des Recherches, Université des Sciences et Technologie de Lille*.
- Volkersen, O. 1938. Die nietkraftverteilung in zugbeanspruchten nietverbindungen mit konstanten laschenquerschnitten. *Luftfahrtforschung*, **15**, 41–47.
- Walrath, D.E., & Adams, D.F. 1983. The Iosipescu shear test as applied to composite materials. *Experimental Mechanics*, 105–110.
- Wang, Y., & Backer, S. 1989. Toughness determination for fibre reinforced concrete. *The International Journal of Cement Composites and Lightweight Concrete*, **11**, 11–19.
- Wang, Y., Liu, W., Cheng, L., & Zhang, L. 2009. Preparation and properties of 2D C/ZrB₂-SiC ultra high temperature ceramic composites. *Materials Science and Engineering*, **524**, 129–133.
- Wastiels, J. 1999. Sandwich panels in construction with HPFRCC-faces : New possibilities and adequate modelling. *High Performance Fiber Reinforced Cement Composites*, ed. H.W. Reinhardt, A.E. Naaman, RILEM Publications, 143–151.
- Wastiels, J., & Remy, O. 2008. Contribution of VUB to deliverable 2.2 : Formulation of combining textile reinforcement and mineral matrix. *Textile architecture - Textile structures and buildings of the future, CONTEX-T*.
- Whitney, J.M. 1985. Elasticity analysis of orthotropic beams under concentrated loads. *Composites Sciences and Technology*, **22**, 167–184.
- Widom, B. 1966. Random sequential addition of hard spheres to a volume. *Journal of Chemical Physics*, **44**, 3888–3894.
- Wongsto, A., & Li, S. 2005. Micromechanical FE analysis of UD fibre-reinforced composites with fibres distributed at random over the transverse cross-section. *Composites : Part A*, **36**, 1246–1266.
- Zastrau, B., Richter, M., & Lepenies, I. 2003. On the analytical solution of pullout phenomena in textile reinforced concrete. *Journal of Engineering Materials and Technology*, **125**, 38–43.
- Zhou, G., & Davies, G.A. 1995. Characterization of thick glass woven roving/polyester laminates. *Composites*, **26**, 587–696.

- Zinck, P. 1999. *Etude de la caractérisation micromécanique du vieillissement hydromécanique des interphases fibre de verre au comportement de composites unidirectionel. Relation entre échelle micro et macro*. Ph.D. thesis, INSA de Lyon.

Table des figures

1.1	Marché global des composites en 2002	4
1.2	Structures souples	7
1.3	Quelques exemples de structures souples	8
1.4	Structures rigides	9
1.5	Quelques exemples de structures rigides	9
1.6	Composites rigides à matrice minérale	10
1.7	Quelques exemples de structures rigides à matrice minérale	11
1.8	Renforcement/Réparation	12
1.9	Renforcement par matériaux composites	12
1.10	Etat des ouvrages d'après une enquête du Setra	13
1.11	Conception et réalisation d'un ouvrage en génie civil	15
1.12	Tôles ondulées et tuyaux en amiante/ciment	16
1.13	Quelques applications de systèmes composites GRC	18
1.14	Propriétés usuelles des GRC	19
1.15	Du filament au tissu de renfort	21
2.1	Analyse multi-échelles des performances d'un matériau composite	24
2.2	Modèle schématique d'une interphase selon Bikerman	26
2.3	Transfert de contraintes	27
2.4	Observations STEM d'interphases	28
2.5	Contraintes le long d'une fibre	31
2.6	Comportement d'un mono-filament	32
2.7	Imprégnation des fibres	33
2.8	Modèles de schématisation d'un fil noyé dans une matrice	34
2.9	Définition des longueurs de déformation et des longueurs efficaces	35
2.10	Idéalisation de la microstructure, paramètres géométriques	36
2.11	Mécanismes de ruine d'un fil composé de multi-filaments	36
2.12	Discrétisation de la matrice, des fils et de l'interface	37
2.13	Réponse en glissement/charge de composites pultrudés et moulés	38

2.14	Structuration mésoscopique de systèmes composites à matrice cimentaire et renfort textile	39
2.15	Localisation de la contrainte de cisaillement et du diamètre de la mèche	40
2.16	Schéma d'identification de la structuration périodique d'organisation des fibres dans la section d'un composite	41
2.17	Micrographie d'un fil multi-filaments torsadés	41
2.18	Influence du taux de renfort sur le chargement	43
2.19	Comportement typique des composites à renfort unidirectionnel	44
2.20	Influence de l'orientation des fibres	46
2.21	Notion de longueur critique	47
2.22	Contrainte dans la fibre et la matrice entre deux fissures	50
2.23	Quelques exemple d'armures de renfort	52
2.24	Pénétration de la matrice dans le textile	52
2.25	Facteur d'efficacité en flexion de différentes armatures	53
2.26	Façade de l'ISC de l'Université d'Aix-la-chapelle	54
2.27	Prototype d'un élément de traitement décentralisé d'eaux usées	55
2.28	Réalisations de murs antibruit	56
2.29	Structure par assemblage d'éléments rhombiques	56
2.30	Éléments de couverture	57
2.31	Élévation du prototype de passerelle piétonne	57
2.32	Système de connections	58
2.33	Modélisation numérique de la passerelle piétonne	59
3.1	Temps de durcissement de la matrice CPI	68
3.2	Loi de comportement en traction et compression de la matrice CPI pure	70
3.3	Résistance au feu de diverses fibres de renfort	71
3.4	Résistance de composites à matrice CPO ou CPI renforcée par fibres de verre AR	72
3.5	Perte de résistance de composites à matrice CPO ou CPI renforcée par fibres de verre AR	72
3.6	Cycles gel/dégel et sec/humide	73
3.7	Loi de comportement de la fibre de verre E	75
3.8	test-textile-résultats	77
3.9	Influence du traitement de surface	78
3.10	Principe du moulage au contact	80
3.11	Moulage au contact	81
3.12	Banc de pultrusion	81
3.13	Disposition des trous dans les bains de matrice	82
3.14	Vues du four et du système de calibration	83

3.15	Plat pultrudé	83
3.16	Principe du procédé d'imprégnation mécanique par compactage SCI	84
3.17	Evolution du procédé SCI	85
3.18	Principe de la presse de compression	85
3.19	Profil transversal des plats pultrudés puis comprimés	86
3.20	Principe de la presse de compression	86
4.1	Diagramme charge/flèche type des GRC sous chargement de flexion 3-points	91
4.2	Géométrie et instrumentation des éprouvettes de traction	94
4.3	Banc d'essai de caractérisation des matériaux en traction	95
4.4	Courbes contrainte/déformation des essais de traction	97
4.5	Exploitation des résultats expérimentaux en traction	97
4.6	Schémas de fissuration des éprouvettes MAT, MC, PU et PC à rupture	99
4.7	Mode de ruine en traction	103
4.8	Modes de rupture en compression	105
4.9	Dispositif expérimental de guidage en compression selon Cuypers	105
4.10	Dispositif expérimental de guidage en compression	106
4.11	Banc d'essai pour la caractérisation en compression	107
4.12	Exploitation des résultats expérimentaux en compression	108
4.13	Courbes contrainte/déformation des essais de compression	109
4.14	Faciès de rupture en compression	110
4.15	Contrainte admissible en compression	111
4.16	Essai de caractérisation indirecte par flexion	113
4.17	Cisaillement interlaminaire et cisaillement plan sur une plaque composite	115
4.18	Essais de caractérisation au cisaillement : torsion sur barreau et essai de Iosipescu	116
4.19	Essais de caractérisation au cisaillement interlaminaire	116
4.20	Analyse FEM de la distribution des contraintes de cisaillement	118
4.21	Essai de cisaillement sur éprouvette entaillée	118
4.22	Géométrie et notation du joint collé en simple recouvrement	119
4.23	Modélisation et résultats de l'analyse MEF du matériau PU	121
4.24	Mode de rupture	122
4.25	Test "Picture Frame"	123
4.26	Dispositif expérimental d'essai de cisaillement	124
4.27	Photo du dispositif d'essai de cisaillement	125
4.28	Représentation des déformations (cercle de Mohr)	126
4.29	Evaluation des efforts de cisaillement	126

4.30	Courbes effort/glissement	127
4.31	Essais de délaminage interlaminaire	129
4.32	Photo du dispositif de montage	130
4.33	Analyse MEF de l'essai de cisaillement interlaminaire	131
4.34	Mode de ruine au délaminage interlaminaire	132
4.35	Synthèse du comportement en traction/compression	134
4.36	Lois de comportement en cisaillement des formulations composites étudiées	135
5.1	Présentation de quelques modèles biphasiques	141
5.2	Propagation de la microfissuration	150
6.1	Rupture en mode I et II	165
6.2	Essais de traction et compression orientées	168
6.3	Plan de rupture mode I et mode II	169
6.4	Mode de ruine des éprouvettes testées	169
6.5	Critère de résistance en traction et en compression du système composite PU	171
6.6	Critère de résistance en traction et en compression du système composite PC	172
6.7	Critère de résistance en traction et en compression du système composite MC	173
6.8	Enveloppe de rupture du matériau PU	174
6.9	Enveloppe de rupture du matériau PC	174
6.10	Enveloppe de rupture du matériau MC	175
7.1	Logements étudiants du Havre	182
7.2	Stratégie de développement	183
7.3	Réalisation des planches moulées au contact	184
7.4	Lois de comportement de la colle	185
7.5	Collage de la poutre PU/P.SR/2.01	186
7.6	Nomenclature des poutres	186
7.7	Schémas des poutres réalisées	187
7.8	Essai de flexion 4-points	188
7.9	Diagrammes d'effort tranchant V et de moment fléchissant M	188
7.10	Portique d'essai de flexion 4-points	189
7.11	Disposition des capteurs dans la partie centrale de la poutre	189
7.12	Photo de l'instrumentation des poutres	190
7.13	Courbes charge/déplacement	191
7.14	Evolution des rigidités tangentées	193
7.15	Diagrammes de Navier des poutres sans renfort	194

7.16	Evolution de l'axe neutre	196
7.17	Tronçon de poutre avant et après déformation	196
7.18	Courbes moment/courbure des poutres	197
7.19	Poutres sans renfort : modes de ruine	198
7.20	PU/C.SR/2.01 : Déplacement horizontal relatif	200
7.21	Profil des déformations dans une poutre carrée et creuse	203
7.22	Déformation d'une tranche dx sous l'action de l'effort tranchant	204
7.23	Algorithme de calcul	206
7.24	Confrontation modèle expérience pour les éléments non renforcés	207
7.25	Comparaison des rigidités expérimentale et analytique	208
7.26	Critère de rupture bi-axial σ - τ	209
7.27	Comparaison avec des matériaux classiques	211
8.1	Poutre renforcée par des entretoises	214
8.2	Méthodologie de confinement des poutres	215
8.3	Le procédé <i>LAMTEXTRES</i> , brevet BR058931/PV/VRE	216
8.4	Méthodologie d'analyse du comportement des poutres	220
8.5	Courbes charge/déplacement des poutres à section creuse	222
8.6	Courbes charge/déplacement des poutres pleines et en MC	223
8.7	Evolution de la rigidité tangente	225
8.8	Diagrammes de Navier-Bernoulli des poutres	226
8.9	Evolution de l'axe neutre des poutres à section creuse	228
8.10	Evolution de l'axe neutre des poutres pleines et stratifiées	229
8.11	Courbes moment/courbure des poutres à section creuse	231
8.12	Courbes moment/courbure des poutres pleines et stratifiées	232
8.13	Mode de ruine des poutres creuses	233
8.14	Mode de ruine des poutres pleines	234
8.15	Mode de ruine des poutres stratifiées	235
8.16	Calcul d'un inertie équivalente homogénéisée	237
8.17	Confrontation modèle expérience pour les éléments renforcés	238
8.18	Comparaison des rigidités expérimentales et analytiques	239
8.19	Equilibre des efforts	241
8.20	Contribution du renfort tressé à la résistance au cisaillement	241
8.21	Comparaison modèle/expérience de l'effort tranchant résistant	243
8.22	Méthode de dimensionnement de poutres confinées	248
A.1	Procédé Lamtextres composé d'une unité de tressage (cantes + tête de tressage) et d'une unité de traction	259
A.2	Présentation de la poutre dans la tête de tressage	260
A.3	Vue de l'unité de tressage	260
A.4	Vue de l'unité de traction	261

A.5	Guidage de la poutre au travers de l'inuté de tressage	261
A.6	Paramètres de tressage	262
A.7	Fin du tressage	262
B.1	Déformée de la poutre PU/C.EN/2.02	263
B.2	Déformée de la poutre PU/C.TC/2.03	263
B.3	Déformée de la poutre PU/C.CM/2.04	264
B.4	Déformée de la poutre PU/C.TV-CM/2.05	264
B.5	Déformée de la poutre PU/C.TC-CM/2.06	264
B.6	Déformée de la poutre PU/P.SR/2.07	265
B.7	Déformée de la poutre PU/P.TC/2.08	265
B.8	Déformée de la poutre PU/P.GV/2.09	265
B.9	Déformée de la poutre PU/I.SR/2.10	266
B.10	Déformée de la poutre MC/C.SR/2.11	266
B.11	Déformée de la poutre MC/C.CM/2.12	266

Liste des tableaux

2.1	Coefficients théoriques d'orientation des fibres courtes	46
2.2	Coefficients théoriques pour les composites à matrice minérale renforcée par fibres courtes (50 mm) et disposées aléatoirement	49
2.3	Propriétés mécaniques de composites fibres de verre/matrice CPI	58
3.1	Composition chimico-physique de la Vubonite	67
3.2	Propriétés mécaniques intrinsèques de la matrice CPI	69
3.3	Compositions des fibres de verre de type E, S, R, C et D	74
3.4	Propriétés mécaniques de mono-filaments de verre E	74
3.5	Caractéristiques des textiles	76
3.6	test-textile-résultats	76
3.7	Traitement de surface	78
3.8	Composition des textiles utilisés	79
3.9	Formulations des systèmes composites les plus performants	87
4.1	Dimensions d'éprouvettes parallélépipédiques en traction	94
4.2	Identification des formulations	96
4.3	Synthèse des résultats des essais de traction	98
4.4	Apparition et propagation de la fissuration des lames MAT, MC et PU dans les trois phases de comportement	100
4.5	Estimation de la distance entre fissures X	101
4.6	Résultats des essais de compression	109
4.7	Comparaison des résultats des essais de compression	112
4.8	Résultats des essais de cisaillement	121
4.9	Résultats des essais de cisaillement "Picture Frame"	128
4.10	Paramètres géométriques des essais de cisaillement par compression	128
4.11	Résultats des essais de cisaillement par traction	131
5.1	Valeurs numériques	141

5.2	Valeurs numériques	143
5.3	Valeurs numériques	145
5.4	Espacement finale des fissures en fonction du taux volumique de renfort	146
5.5	Position du point σ_{trans}	147
5.6	Comparaison modèles/expérience en traction	148
5.7	Valeurs numériques	150
5.8	Valeurs numériques	153
5.9	Comparaison modèles/expérience en compression	154
5.10	Valeurs numériques	156
5.11	Estimations de la résistance de cisaillement de l'interface	157
5.12	Comparaison des longueurs critiques l_{cr}	157
5.13	Comparaison modèles/expérience en cisaillement	158
5.14	Modèles adoptés pour chaque configuration de renfort	159
6.1	Résultats des essais de traction et de compression en fonction de l'angle d'inclinaison des fibres	168
6.2	Calcul des constantes F_i et F_{ij}	170
6.3	Critères de résistance retenus en traction et compression	176
7.1	Propriétés mécaniques de la colle SIKA DUR 30	185
7.2	Valeurs caractéristiques des poutres non renforcées	192
7.3	Modules de rigidité tangents des poutres	193
7.4	Déformations mesurées et contraintes correspondantes	195
7.5	Efforts ultimes, modes de rupture et contraintes de cisaillement calculées au niveau de l'axe neutre	200
7.6	Rigidités calculées par le modèle développé	207
7.7	Critères de rupture et efforts tranchants admissibles	209
7.8	Conditions aux ELS	210
8.1	Propriétés mécaniques des fibres de renfort	217
8.2	Définition des géométries des sections renforcées. 1 ^{ère} partie	218
8.3	Définition des géométries des sections renforcées. 2 ^{ème} partie	219
8.4	Valeurs caractéristiques du comportement des poutres creuses	221
8.5	Modules de rigidité tangents des poutres	224
8.6	Déformations mesurées et contraintes correspondantes	227
8.7	Efforts ultimes, modes de rupture et contraintes de cisaillement calculées au niveau de l'axe neutre	236
8.8	Rigidités calculées par le modèle développé	238
8.9	Calcul de l'effort tranchant résistant de la poutre sans renfort	242
8.10	Calcul de l'effort tranchant résistant du confinement mat	242

8.11	Calcul de l'effort tranchant résistant du tressage	242
8.12	Comparaison modèle/expérience de l'effort tranchant résistant	243
8.13	Conditions aux ELS	244